

**Alma Mater Studiorum - Università di Bologna**

**DOTTORATO DI RICERCA IN**  
**Meccanica e Scienze Avanzate dell'Ingegneria**  
**Ciclo XXVI**

**Settore Concorsuale di afferenza:**

09/B1 - Tecnologie e Sistemi di Lavorazione

**Settore Scientifico disciplinare:**

ING-IND/16 - Tecnologie e Sistemi di Lavorazione

**GIUNZIONE MEDIANTE LASER DI**  
**MATERIALI DIFFICILI, IBRIDI ED A**  
**STRUTTURA CELLULARE**

**Presentata da:** Ing. Alessandro Ascari

**Coordinatore Dottorato**

Chiar.mo Prof. Vincenzo Parenti Castelli

**Relatore**

Chiar.mo Prof. Luca Tomesani

**Esame finale anno 2014**



A Maria Cristina, Gianluca, Giorgia e Gloria





# Indice

<b>Introduzione</b>	<b>7</b>
<b>1 Giunzione di materiali ibridi ed a struttura cellulare</b>	<b>9</b>
1.1 Generalità e premesse . . . . .	10
1.2 Saldatura LASER di pannelli AFS . . . . .	15
1.2.1 Background scientifico . . . . .	15
1.2.2 Sperimentazione . . . . .	21
1.2.2.1 Attrezzature e parametri di processo . . . . .	21
1.2.2.2 Risultati . . . . .	23
1.2.2.3 Confronto con le tecnologie ad arco elettrico . . . . .	33
1.2.3 Conclusioni . . . . .	34
1.3 Giunzione di tubi riempiti in schiuma . . . . .	36
1.3.1 Background scientifico . . . . .	36
1.3.2 Sperimentazione . . . . .	40
1.3.2.1 Attrezzature e considerazioni operative . . . . .	40
1.3.2.2 Trattamento termico LASER di schiumatura . . . . .	44
1.3.3 Simulazione numerica . . . . .	54
1.3.4 Conclusioni e sviluppi futuri . . . . .	57
<b>2 Micro-saldatura di acciai ad elevato tenore di carbonio</b>	<b>59</b>
2.1 Generalità e premesse . . . . .	60
2.2 Background scientifico . . . . .	65
2.3 Micro-saldatura LASER di acciaio C70 . . . . .	75
2.3.1 Sperimentazione . . . . .	75
2.3.1.1 Attrezzature e parametri di processo . . . . .	75
2.3.1.2 Risultati . . . . .	88

2.3.2	Trattamento termico LASER post-saldatura . . . . .	110
2.3.2.1	Trattamento a passata singola . . . . .	111
2.3.2.2	Trattamento a passata doppia . . . . .	113
2.3.2.3	Trattamento a passata multipla . . . . .	116
2.3.2.4	Simulazione termica . . . . .	118
2.3.3	Prove di piegatura . . . . .	123
2.4	Saldatura di nastri in acciaio inossidabile . . . . .	126
2.5	Conclusioni . . . . .	131
<b>3</b>	<b>Saldatura LASER ad elevata densità di potenza</b>	<b>133</b>
3.1	Generalità e premesse . . . . .	134
3.2	Background scientifico . . . . .	136
3.3	Saldatura LASER ad alta potenza di acciaio al carbonio . . .	138
3.3.1	Sperimentazione . . . . .	138
3.3.1.1	Attrezzature e parametri di processo . . . . .	138
3.3.1.2	Caratterizzazione del fascio . . . . .	140
3.3.1.3	Risultati . . . . .	144
3.3.1.4	Analisi statistica dei risultati . . . . .	154
3.4	Conclusioni . . . . .	161
	<b>Conclusioni generali</b>	<b>163</b>
	<b>Pubblicazioni</b>	<b>167</b>

# Introduzione

Le tecnologie di saldatura costituiscono uno dei procedimenti di giunzione attualmente più utilizzati in molti ambiti industriali, tra cui in particolare quello automotive, chimico-petrochimico, navale, dei recipienti in pressione, edile-civile e si stanno affermando anche nel settore aerospaziale, nel quale sono sempre state predilette giunzioni di tipo “discreto” quali, ad esempio, la rivettatura e l’imbullonatura. Tale diffusione è stata possibile grazie alla differenziazione dei vari processi di saldatura, la quale ha permesso di trattare materiali sempre più diversificati con range di spessori molto ampi e modalità applicative sempre più versatili e flessibili. A fianco delle tecnologie di saldatura autogena tradizionali, quali quelle ad arco elettrico, si sono affermati nel panorama industriale numerosi altri procedimenti, basati sull’applicazione di sorgenti energetiche tecnologicamente molto diverse, che hanno consentito di ampliare ulteriormente il panorama applicativo delle giunzioni mediante saldatura. Un ruolo molto importante, in questa direzione, è stato assunto dai procedimenti basati sull’uso del LASER: moltissimi ambiti tecnologici, dalla micro alla macro scala, dai materiali più tradizionali ai più innovativi, dalla produzione di nicchia a quella dei grandissimi volumi, stanno giovando ormai da vari anni di queste tecnologie, grazie anche alla grande diversificazione che queste ultime hanno conosciuto in poco più di un decennio. Tale situazione, naturalmente, ha aperto numerosissime prospettive di studio e di approfondimento in molti ambiti diversi:

- Studio e messa a punto di nuove sorgenti.
- Studio dell’interazione radiazione-materiale.
- Estensione della tecnologia esistente a materiali difficili e non convenzionali.

- Studio ed ottimizzazione dei parametri di processo.
- Normazione e qualifica dei nuovi processi.
- Modellazione numerica e simulazione dei fenomeni fisici coinvolti.
- Monitoraggio ed osservazione del processo.

Alla luce di queste premesse viene inquadrata la presente attività di ricerca, la quale è rivolta verso lo studio di procedimenti di giunzione basati sull'uso del LASER nei quali vi siano caratteristiche di “non-convenzionalità”. Il filo conduttore di tutta la trattazione, infatti, è la presenza di caratteristiche innovative in qualcuno degli aspetti caratteristici del processo:

- Materiale saldato: questo è sicuramente l'aspetto di innovatività preponderante, in quanto vengono considerati nella maggior parte dei casi materiali non convenzionali, sia in senso assoluto (ibridi e a struttura cellulare), sia relativamente alla saldatura (acciai ad elevato contenuto di carbonio).
- Tipo di sorgente utilizzata: in questa direzione si sono impiegate sorgenti ad impulsi corti, sicuramente non comuni nell'uso in saldatura, e sorgenti ad alta brillantezza, con densità di potenza molto al di sopra degli standard relativi alle tecnologie tradizionali ( $\approx 60 \text{ MW/cm}^2$ ).
- Modalità operative ed applicative: a fronte dell'utilizzo di attrezzature convenzionali, vengono messe in pratica strategie operative innovative, volte alla risoluzione di problematiche intrinseche al processo, all'ampliamento dei margini di applicabilità ed all'ottenimento di risultati migliori.

# Capitolo 1

## Giunzione di materiali ibridi ed a struttura cellulare

### Indice

---

<b>1.1</b>	<b>Generalità e premesse . . . . .</b>	<b>10</b>
<b>1.2</b>	<b>Saldatura LASER di pannelli AFS . . . . .</b>	<b>15</b>
1.2.1	Background scientifico . . . . .	15
1.2.2	Sperimentazione . . . . .	21
1.2.3	Conclusioni . . . . .	34
<b>1.3</b>	<b>Giunzione di tubi riempiti in schiuma . . . . .</b>	<b>36</b>
1.3.1	Background scientifico . . . . .	36
1.3.2	Sperimentazione . . . . .	40
1.3.3	Simulazione numerica . . . . .	54
1.3.4	Conclusioni e sviluppi futuri . . . . .	57

---

## 1.1 Generalità e premesse

Nell'ambito della produzione industriale è andato progressivamente affermandosi l'uso dei materiali compositi e ibridi, allo scopo di incrementare le prestazioni meccaniche e ridurre le masse, in particolare per i componenti del settore automotive, dei trasporti, ferroviario ed aerospaziale. A fronte di ormai assodate caratteristiche prestazionali relative a questi materiali, rimangono tuttavia aperte numerose problematiche legate alla difficoltà nella loro lavorazione: la contemporanea presenza di materiali provenienti da famiglie diverse (e.g. metalli e ceramici), caratteristica dei compositi, oppure la coesistenza di esponenti diversi di una stessa famiglia (e.g. acciaio e alluminio), caratteristica di quelli ibridi, rende complesse molte lavorazioni meccaniche, a causa della disomogeneità nelle caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche che questi materiali hanno in virtù della loro natura eterogenea. Alla luce di queste considerazioni risulta facile comprendere come i processi di saldatura autogeni risentano di una scarsa applicabilità nei confronti di questi materiali: la locale liquefazione del materiale base necessaria alla realizzazione del giunto, a causa delle grandi differenze fisico-chimiche tra i componenti sia dei compositi che degli ibridi, porta inevitabilmente a fenomeni di segregazione, formazione di composti intermetallici, degrado e/o disgregazione di fasi, vaporizzazione di fasi basso-fondenti e delaminazione, i quali non consentono l'ottenimento di risultati accettabili. Sotto questo punto di vista, naturalmente, compositi ed ibridi si comportano in maniera molto diversa, in quanto i primi, essendo composti da materiali di famiglie diverse, risentono maggiormente della intrinseca disomogeneità nelle caratteristiche fisiche, chimiche e meccaniche. Alla luce di ciò l'attività presentata in questa sede prende in considerazione un particolare tipo di materiale ibrido, costituito da una pelle metallica esterna densa e da un'anima in materiale metallico schiumato, ovvero a struttura cellulare. Lo studio di questi materiali è iniziato da oltre due decenni e ha portato attualmente alla messa a punto di alcuni processi produttivi sufficientemente affidabili per la realizzazione di questo tipo di materiali su scala industriale. Queste premesse hanno portato, negli ultimi anni, alla definizione di alcuni semilavorati ibridi a struttura cellulare:

- Aluminum Foam Sandwiches (AFS): si presentano come pannelli di

spessore variabile, solitamente compreso tra 10 e 50 mm, costituiti da due lamiere parallele (nella maggior parte dei casi in lega di alluminio) inframmezzate da un'anima in materiale schiumato anch'esso in lega di alluminio (figura 1.1).

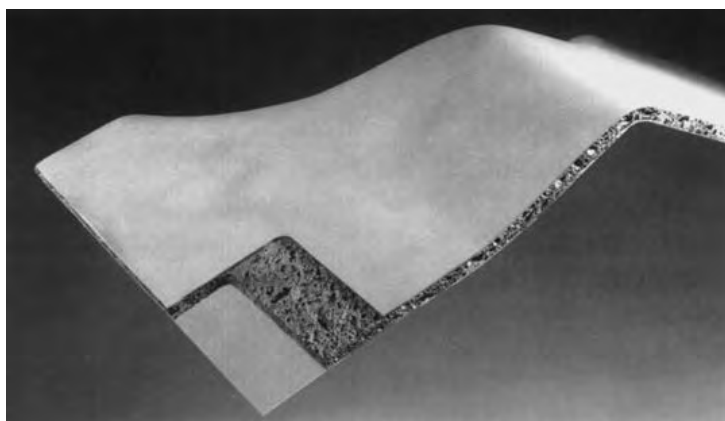


Figura 1.1: Esempio di pannello AFS [1]

- Profilati cavi riempiti in schiuma: anche in questo caso, a fronte di una pelle esterna in materiale denso, solitamente acciaio o lega di alluminio, è presente una parte schiumata che funge da riempimento (figura 1.2). L'anima è solitamente in lega di alluminio e la geometria della sezione del semilavorato può essere molto differenziata, al pari della varietà caratteristica dei profilati cavi reperibili commercialmente.
- Tubi riempiti in schiuma: costituiscono un sottogruppo dei semilavorati di cui al punto precedente e sono caratterizzati da una sezione a geometria assialsimmetrica. Anche in questo caso la pelle esterna è in materiale denso, solitamente acciaio o lega di alluminio e l'anima è in lega di alluminio.

Questo genere di manufatti presenta generalmente caratteristiche peculiari e distintive, le quali ne decretano un buon interesse dal punto di vista della produzione industriale:

- Bassa densità.



Figura 1.2: Esempio di profilato riempito in schiuma

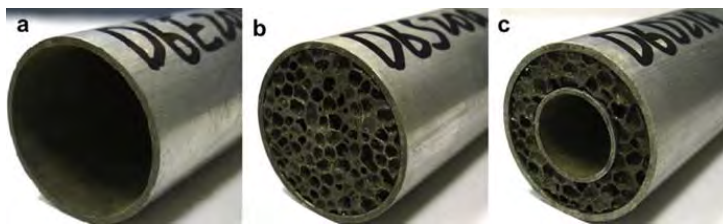


Figura 1.3: Esempio di tubi riempiti in schiuma

- Elevata rigidezza specifica.
- Buone capacità di smorzamento acustico e delle vibrazioni.
- Bassa conducibilità termica.
- Elevata capacità di assorbire energia durante la deformazione plastica.

La realizzazione di manufatti più o meno complessi su scala industriale, partendo da semilavorati “commerciali” ibridi a struttura cellulare, presuppone che la maggior parte dei sistemi di lavorazione comunemente recepiti ed impiegati dal panorama produttivo possano essere adattati a questo tipo di materiali. In realtà le caratteristiche intrinseche di questi ultimi, legate alla differenza tra i materiali di cui sono composte le varie parti e alla struttura fisica in cui questi si presentano (laminati a parete sottile densi e continui per le pelli e masselli ad elevata porosità relativamente alle anime), rendono



piuttosto critica l'applicazione di molti dei processi di lavorazione, i quali si devono scontrare con una macroscopica disomogeneità di quasi tutte le caratteristiche fisiche e meccaniche.

Alla luce di quanto finora sottolineato può essere inquadrata la prima parte dell'attività di ricerca svolta in questa sede: prendendo come riferimento le tecnologie di giunzione, in particolare quelle mediante saldatura, si è studiato come queste possano essere applicate, in maniera opportuna, a semilavorati di tipo ibrido a struttura cellulare. In particolare la giunzione di questo tipo di manufatti può essere realizzabile in tre differenti configurazioni, fortemente diverse tra loro soprattutto da un punto di vista della difficoltà realizzativa:

1. Giunzione della sola pelle esterna.
2. Giunzione della pelle esterna e dell'anima in schiuma senza ripristinare la continuità della struttura cellulare all'interfaccia tra i lembi.
3. Giunzione della pelle esterna e dell'anima in schiuma ripristinando la continuità della struttura cellulare all'interfaccia tra i lembi.

Tenendo in considerazione le suddette modalità di giunzione, alcune considerazioni di base hanno guidato la scelta del tipo di processo sul quale si sono basati gli studi in questa fase:

- Pelle e anima, sia nel caso in cui siano entrambe in lega di alluminio, sia nel caso in cui la prima sia in acciaio, hanno caratteristiche fisiche, e soprattutto termiche, profondamente diverse, date in particolare dalla differenza nelle rispettive strutture (densa per la prima, cellulare per la seconda). Alla luce di ciò si è prediletta una sorgente con ottime caratteristiche di modulabilità nell'erogazione energetica e che fosse in grado di fornire potenze da poche centinaia di W ai kW.
- Tutte le macro-casistiche di saldatura sopra menzionate prevedono di saldare in particolare la pelle esterna: essendo quest'ultima a diretto contatto con l'anima in schiuma si è optato per una sorgente termica a forte concentrazione di energia, per poter agire in modo opportuno sull'eventuale interazione termica all'interfaccia pelle-schiuma.

- Considerando la forte affermazione delle tecniche di schiumatura dell'alluminio mediante riscaldamento di un precursore solido contenente  $\text{TiH}_2$ , si è optato per una sorgente termica la quale consentisse non solo una fusione fortemente localizzata dei materiali coinvolti, ma anche un semplice riscaldamento controllato di porzioni limitate del pezzo.

Alla luce delle considerazioni di cui sopra, la scelta della sorgente di saldatura è ricaduta sul LASER, grazie alle sue note caratteristiche di regolabilità, potenza specifica e modulabilità dell'apporto termico agendo sulla dimensione dello spot, ovvero della superficie di materiale sulla quale insiste la radiazione nella zona di saldatura.

## 1.2 Saldatura LASER di pannelli AFS

### 1.2.1 Background scientifico

La prima attività inerente la giunzione mediante LASER di componenti ibridi a struttura cellulare ha riguardato la saldatura di testa di pannelli AFS di spessore totale pari a 30 mm, con pelle in alluminio AA6082 di spessore 1 mm ed anima a celle chiuse in schiuma Al-Si. Per quanto riguarda la giunzione di questi manufatti, numerosi studi sono stati condotti negli ultimi anni, sia in merito alle giunzioni mediante saldatura che su quelle mediante elementi di fissaggio. In [2] Seeliger presenta una rassegna delle principali tecniche di giunzione mediante elementi meccanici di fissaggio: rivettatura (figura 1.4), imbullonatura con inserto filettato (figura 1.5), collegamento a vite mordente (figura 1.6) e collegamento mediante prigioniero saldato (figura 1.7). Queste soluzioni, a fronte di una buona facilità realizzativa, sono caratterizzate da alcune limitazioni intrinseche piuttosto importanti:

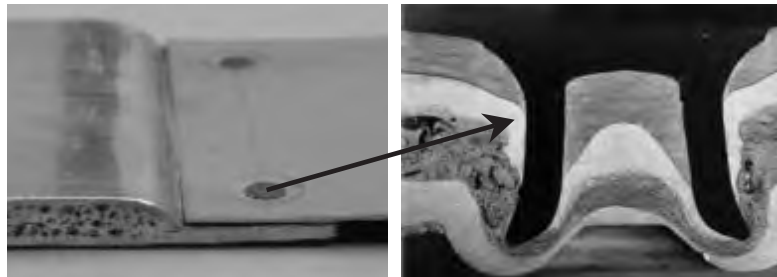


Figura 1.4: Rivettatura di AFS [2]

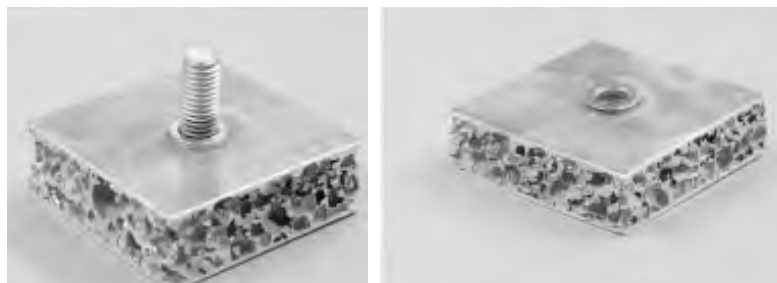


Figura 1.5: Imbullonatura con inserto filettato di AFS [2]

- Non consentono di ripristinare la struttura cellulare all'interfaccia tra i lembi.
- In molti casi determinano una degrado della parte in schiuma dovute alla deformazione plastica necessaria al fissaggio dell'elemento meccanico.
- Non danno continuità al giunto, determinando la formazione di zone a maggiore concentrazione degli sforzi e non consentendo la tenuta di eventuali fluidi in pressione.
- Determinano una forte disomogeneità nelle materiale in corrispondenza delle zone di giunzione.

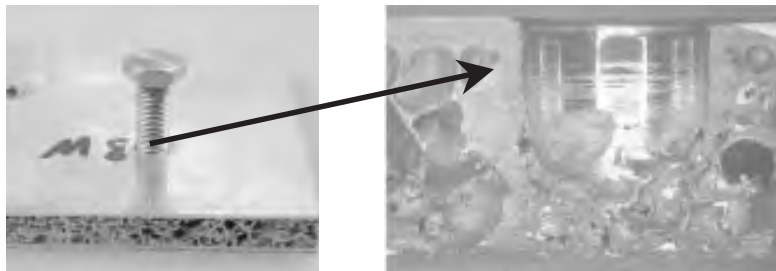


Figura 1.6: Collegamento a vite mordente di AFS [2]

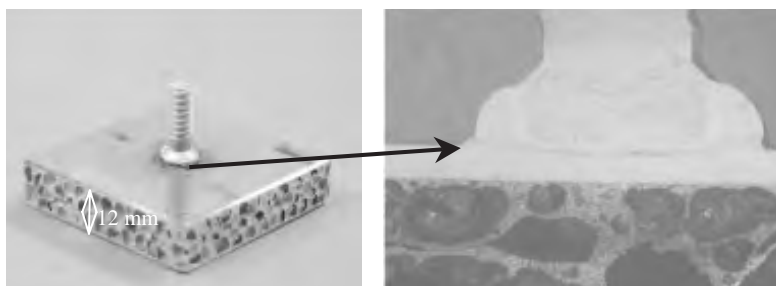


Figura 1.7: Collegamento mediante prigioniero saldato di AFS [2]

Per quanto riguarda i procedimenti di giunzione mediante saldatura di particolari meccanici a struttura cellulare il panorama degli studi è molto vasto e le soluzioni proposte sono estremamente diversificate.

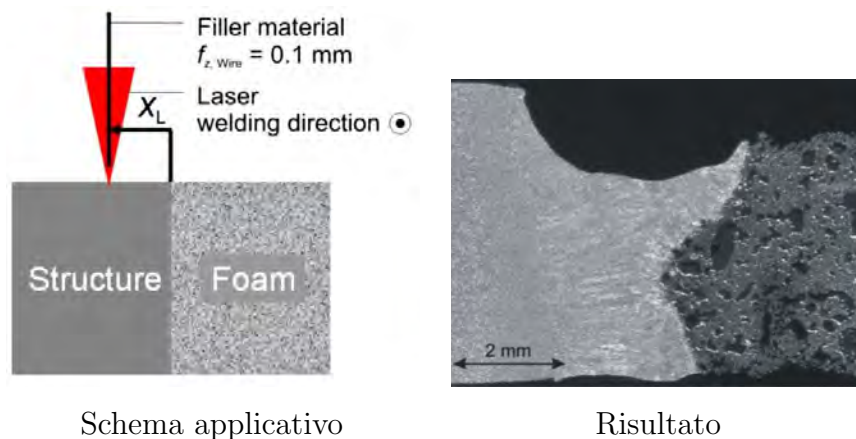


Figura 1.8: Saldatura LASER di massello in lega di alluminio con pannello in schiuma a celle aperte [3]

In [3] Reisgen et al. propongono una saldatura LASER testa a testa tra un massello in lega di alluminio ed un pannello in schiuma a celle aperte, mostrando come si possano ottenere risultati accettabili attraverso un opportuno disassamento della posizione del fascio rispetto al piano di contatto tra i lembi (figura 1.8). Facendo insistere la radiazione sul materiale denso, infatti, si genera una fase liquida che lambisce la porzione di schiuma all'interfaccia favorendo un fenomeno di adesione simile a quello caratteristico della brasatura.

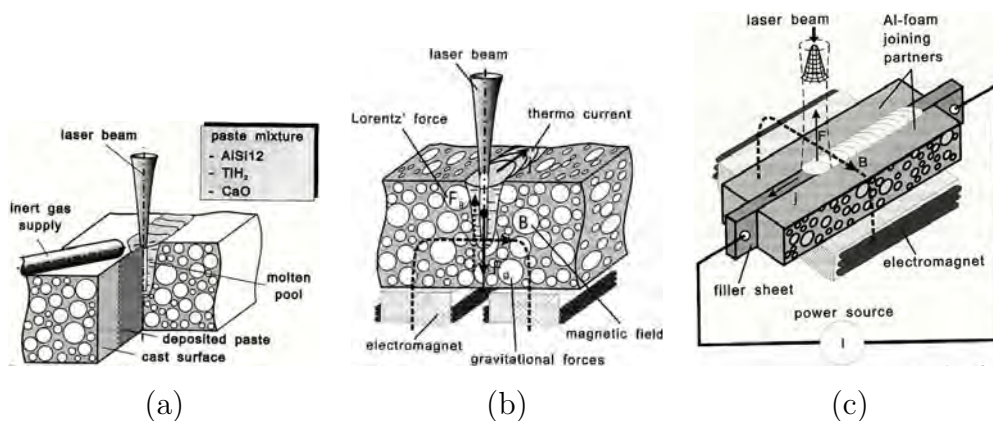


Figura 1.9: Saldatura LASER di pannelli in schiuma integrale [4]

In [4] Haferkamp et al. studiarono le problematiche relative alla generazione di un supporto al bagno di fusione durante la saldatura laser testa a testa di pannelli in schiuma integrale (ovvero senza le pelli esterne). Lo studio sottolinea in maniera diretta le problematiche legate alla gestione della fase liquida durante il processo: la grande presenza di vuoti dovuti alla struttura cellulare non consente un supporto idoneo al metallo fuso ed il giunto tende a crollare verso il basso a causa dell'azione gravitazionale. Le soluzioni adottate in questo caso sono molto variegate: dispersione di particelle ceramiche all'interfaccia tra i lembi (figura 1.9a), induzione di campi elettromagnetici (figura 1.9b) e utilizzo di piatti in alluminio denso percorsi da corrente nella zona di accostamento (figura 1.9c). Tutti questi accorgimenti hanno dimostrato un buon potenziale applicativo ma, come riconosciuto anche dagli autori, comportano una forte complessità nelle attrezzature impiegate e nella loro gestione. In [5] Kitazono et al. valutarono la possibilità di effettuare una saldatura per diffusione di pannelli in schiuma integrale in configurazione testa a testa. Attraverso l'applicazione di un carico normale al piano di giunzione e la generazione di un opportuno campo termico attraverso un induttore, gli autori realizzarono una giunzione estesa a tutto lo spessore del pannello.

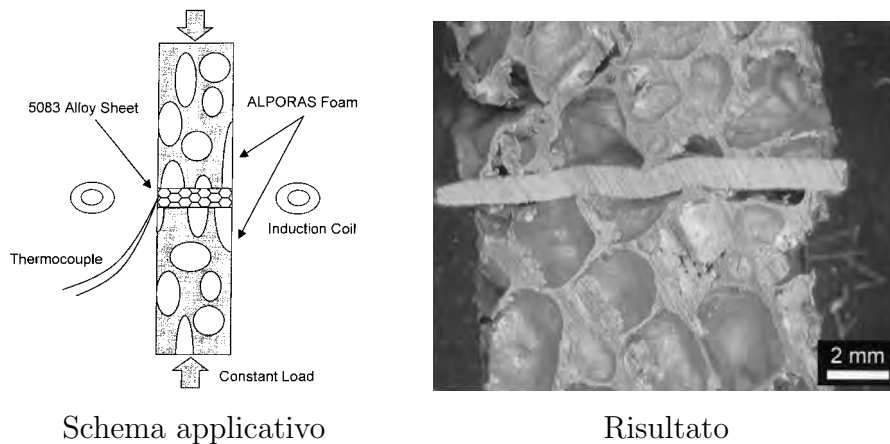


Figura 1.10: Saldatura di pannelli in schiuma integrale mediante procedimento per diffusione [5]

Come sottolineato dagli autori questa soluzione può essere una valida alternativa all'incollaggio, in quanto mostra buona resistenza anche alle alte temperature, ma comporta tempi molto lunghi di processo e può essere ap-

plicata facilmente solo a geometrie semplici. Lo studio effettuato da Kramer et al. in [6] presenta un pannello AFS in cui sono realizzate appendici in materiale denso in corrispondenza del bordo di saldatura, sulle quali viene realizzata la giunzione tramite friction stir welding (FSW) (figura 1.11).



Figura 1.11: Friction stir welding di AFS con inserto in materiale denso [6]

Questa soluzione non causa il collasso della struttura cellulare a seguito del contatto con l'utensile di saldatura, ma rende piuttosto complesso il processo produttivo dei semilavorati oggetto della giunzione. In [7] Dörfler et al. presentano una giunzione sempre mediante FSW di pannelli AFS (figura 1.12), in merito alla quale suggeriscono una ipotesi applicativa nell'ambito dei "tailored blanks".

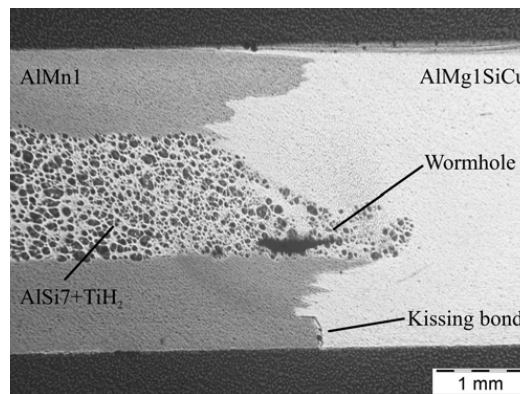


Figura 1.12: Friction stir welding di AFS [7]

Il risultato è di buon livello in quanto, per spessori totali del sandwich non troppo elevati, si ottengono giunti a piena penetrazione con una buona omogeneità nella zona termo-meccanicamente alterata. Naturalmente questo procedimento può essere applicato facilmente solo su componenti piani e causa un inevitabile collasso della struttura cellulare nella zona di giunzione. In [8]

Sedliakova et al. riportano alcuni risultati sulla brasatura di pannelli AFS utilizzando leghe brasanti a base stagno ed a base zinco (figura 1.13).

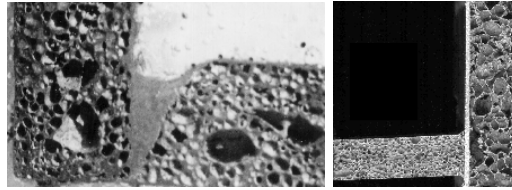


Figura 1.13: Brasatura di pannelli AFS [8]

I risultati in termini di resistenza del giunto sono piuttosto deludenti in quanto gli autori dimostrano che, a fronte di una relativa semplicità di processo, la zona interessata dal contatto con il materiale d'apporto subisce un forte indebolimento. In [9] Nannan et al. presentano uno studio sulla brasatura in vuoto di pannelli in schiuma integrale (figura 1.14).

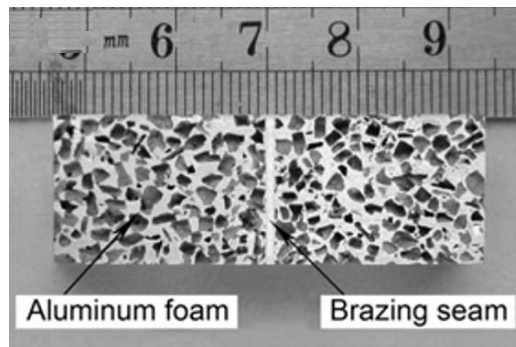


Figura 1.14: Brasatura in vuoto di pannelli in schiuma integrale [9]

La giunzione avviene interponendo un lamierino in alluminio puro all'interfaccia tra i pannelli nella zona di giunzione ed utilizzando come materiale d'apporto una lega eutettica Al-Si-Mg. L'elevata temperatura di processo ( $590^{\circ}\text{C}$ ) richiede di lavorare in vuoto per prevenire l'ossidazione ed i risultati in termini di resistenza del giunto sono molto promettenti. Naturalmente le prerogative di questa soluzione non consentono una facile implementazione del processo su scala industriale e su manufatti con geometrie complesse. Per quanto riguarda le tecnologie di saldatura tradizionali ad arco di AFS vi sono alcune menzioni piuttosto generiche in letteratura [2, 10, 11], in base alle



quali viene suggerita una fattibilità di massima dei procedimenti TIG e MIG, in particolare inerenti alla giunzione delle sole pelli esterne, ma senza entrare in dettagli strettamente applicativi. In [12] Shih et al. presentano uno studio sull'ottimizzazione dei parametri mediante tecniche statistiche nella saldatura MIG di pannelli in schiuma integrale: il lavoro è incentrato in particolare sulla formulazione matematica degli algoritmi di definizione dei parametri di processo e non viene dato particolare spazio a come il processo influenzi effettivamente le caratteristiche del materiale, né alle caratteristiche finali del giunto.

### 1.2.2 Sperimentazione

Alla luce di quanto riportato al paragrafo precedente si evince come la giunzione di pannelli AFS sia inevitabilmente soggetta a compromessi, in quanto difficilmente si possono ottenere giunzioni efficaci, che preservino il più possibile la struttura cellulare, attraverso l'applicazione di processi versatili e di facile implementazione industriale. La letteratura scientifica disponibile presenta numerosissimi spunti, alcuni potenzialmente validi per una futura applicabilità industriale, anche se ancora embrionali e poco documentati, altri piuttosto lontani da un effettivo interesse applicativo per intrinseche difficoltà realizzative e per la necessità di attrezzature complesse e non idonee ad una implementabilità in ambiti produttivi. Queste considerazioni hanno portato alla definizione dell'attività di studio in oggetto: partendo da una casistica semplice di saldatura testa a testa di pannelli AFS, si vuole valutare quale sia l'impatto dei parametri di processo sul materiale, in modo da delineare una serie di linee guida preliminari per argomentare la fattibilità del processo stesso.

#### 1.2.2.1 Attrezzature e parametri di processo

La sperimentazione portata a termine in questa fase ha visto l'utilizzo di una sorgente laser Nd:YAG ad emissione continua pompata a lampade TRUMPF HL-1003D con potenza massima erogabile pari ad 1 kW. Per quanto riguarda il trasporto del fascio il sistema era corredato da una fibra ottica con diametro del core  $D_f = 300 \mu\text{m}$  e da una testa di focalizzazione TRUMPF D70 con collimatore a lunghezza focale  $f_c = 200 \text{ mm}$  e lente di focalizzazione

con lunghezza focale  $f_f = 150 \text{ mm}$ . Da questi parametri si possono calcolare il diametro teorico minimo dello spot  $D_0$  (equazione 1.1) e la massima densità di potenza teorica erogabile  $P_{dens}$  (equazione 1.2).

$$D_0 = D_f \frac{f_f}{f_c} = 225 \mu\text{m} \quad (1.1)$$

$$P_{dens} = \frac{4 \cdot 1000}{\pi D_0^2} = 2.52 \text{ MW/cm}^2 \quad (1.2)$$

Per quanto riguarda il materiale oggetto delle prove, si è optato per pannelli AFS Alulight con pelli di spessore 2 mm e spessore totale 30 mm, da saldare in configurazione testa a testa, come mostrato in figura 1.15. I parametri di processo mantenuti fissi sono quelli riportati in tabella 1.1, dove  $\alpha$  è l'inclinazione del fascio rispetto alla normale alla superficie del pannello e  $d_{ef}$  è lo scostamento verticale del piano focale rispetto alla stessa superficie ( $d_{ef} = 0$  significa fuoco sulla superficie,  $d_{ef}$  negativo significa piano focale rientrato nello spessore del pezzo). Data la potenza massima disponibile non molto elevata si è deciso di variare solo la velocità di saldatura (vedi tabella 1.2), mentre la copertura del giunto è stata realizzata con argon a 20 l/min.

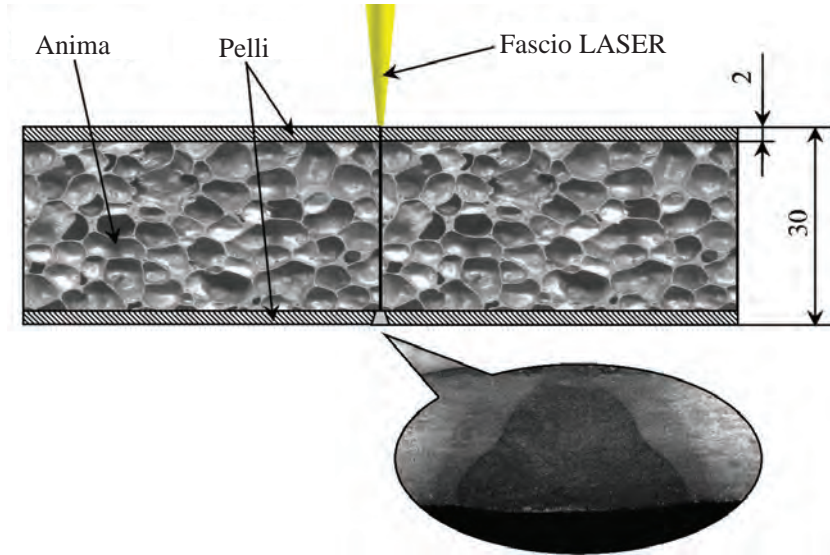


Figura 1.15: Schema applicativo per saldatura laser di pannelli AFS

Potenza Laser $P$ [W]	1000
Inclinazione fascio $\alpha$ [°]	0
Posizione focale $d_{ef}$ [mm]	0

Tabella 1.1: Parametri fissi per la saldatura di AFS

Velocità di saldatura $v$ [m/min]	Apporto termico specifico $E_s$ [J/mm]
0.6	100.0
0.8	75.0
1.0	60.0
1.2	50.0
1.4	42.8
1.6	37.5

Tabella 1.2: Parametri variabili per la saldatura di AFS

### 1.2.2.2 Risultati

I risultati ottenuti dalla saldatura dei pannelli utilizzando i parametri riportati nel paragrafo precedente sono stati valutati esaminando sezioni normali all'asse del cordone lappate ed attaccate chimicamente con reagente di Keller. In figura 1.16 è riportato un esempio di giunzione realizzata.



Figura 1.16: Esempio di saldatura laser di pannelli AFS

La qualità dei cordoni è stata valutata considerando la profondità di penetrazione rispetto allo spessore della pelle e la porosità caratteristica presente nella zona fusa. In particolare le misure relative ai parametri dimensionali dei cordoni sono state condotte utilizzando la nomenclatura riportata in figura 1.17.

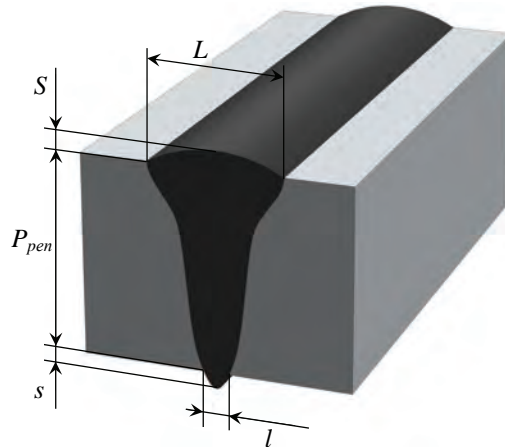


Figura 1.17: Parametri dimensionali del cordone

Tra tutte le grandezze caratteristiche, in questa sede sono state considerate come significative la profondità di penetrazione  $P$ , la sovra-penetrazione  $s$ , la larghezza  $L$  e la forma specifica del sormonto. In tabella 1.3 sono riportati i valori dei parametri dimensionali relativi alle prove effettuate, mentre in figura 1.18 sono mostrate le micrografie di alcuni dei cordoni realizzati, in particolare quelli a piena penetrazione. Dall'analisi dei risultati proposti emergono alcune considerazioni importanti:

- Al diminuire dell'apporto termico specifico, ovvero del rapporto tra potenza e velocità di saldatura, il cordone assume un aspetto “a testa di chiodo” ovvero più largo in testa e sottile alla base.
- Al diminuire dell'apporto termico specifico il sormonto passa da una conformazione concava, dovuta alla scarsa capacità di supporto da parte della struttura cellulare nei confronti della fase liquida, ad una convessa, molto più vicina ai canoni di accettabilità dei cordoni di saldatura.

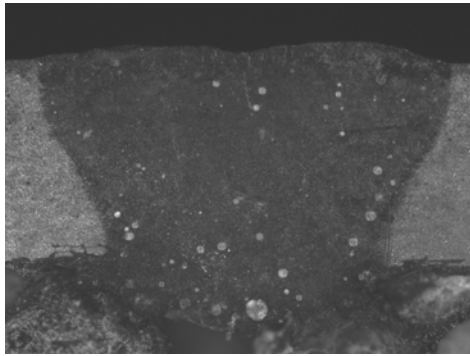
$v$ [m/min]	$P_{pen}$ [mm]	$L$ [mm]	$s$ [mm]	$l$ [mm]	Sormonto
0.6	2.0	4.2	0.7	2.7	concavo
0.8	2.0	4.1	0.7	2.7	concavo
1.0	2.0	3.1	0.2	1.0	convesso
1.2	2.0	2.9	-	-	convesso
1.4	1.8	2.7	-	-	convesso
1.6	1.6	2.5	-	-	convesso

Tabella 1.3: Saldatura di pannelli AFS: risultati

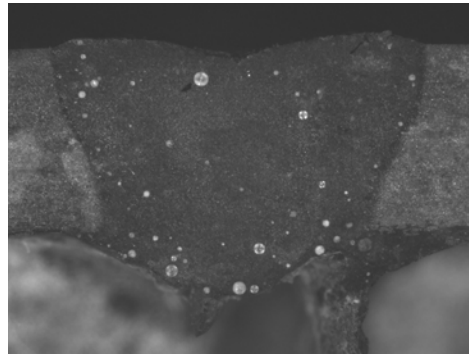
- Al diminuire dell’apporto termico specifico la sovra-penetrazione diminuisce fino a scomparire. Per velocità di saldatura di 1.2 m/min si hanno le condizioni ottime, in quanto il giunto è a piena penetrazione e la sovra-penetrazione è assente.
- Al diminuire dell’apporto termico specifico la porosità riscontrabile nella zona fusa diminuisce.

Dalle considerazioni di cui sopra si evince come, nella saldatura della pelle esterna di pannelli AFS, l’apporto termico specifico caratteristico del processo giochi un ruolo fondamentale: solo calibrando correttamente questo parametro si ottengono cordoni con buone caratteristiche, sia geometriche che di assenza di porosità. La prima linea guida che si può suggerire in questo tipo di processo è quella di impostare correttamente potenza e velocità di saldatura in modo da ottenere la penetrazione voluta limitando il più possibile il surriscaldamento alla base del cordone e mantenendo le condizioni per un auto-sostentamento della fase liquida da parte del materiale denso che costituisce le pelli. In questa zona, infatti, l’abbondanza di vuoti dovuta alla struttura cellulare non costituisce un valido supporto “al rovescio” durante il processo, favorendo, in caso di elevati apporti termici specifici, la formazione di una evidente sovra-penetrazione e una forte interazione termica della fase liquida surriscaldata con il materiale costituente le pareti delle celle. Quest’ultimo, essendo costituito da lega di alluminio-silicio addizionata di agenti schiumanti (quali l’idruro di titanio), è molto propenso a liberare gas in caso

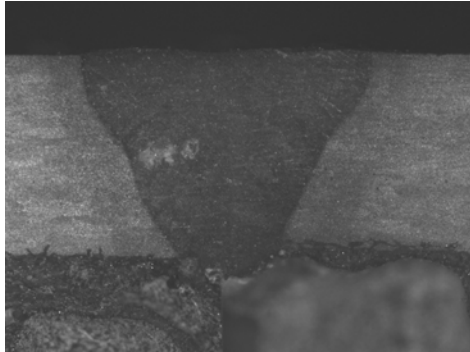
di surriscaldamento a temperature prossime a quella di fusione, favorendo una porosità piuttosto diffusa nella zona fusa del cordone sovrastante. Come si nota dalle immagini di figura 1.18 la finestra operativa ottimale è molto limitata, in quanto per valori di velocità di saldatura inferiori a 1-1.2 m/min il degrado termico della struttura cellulare all'interfaccia favorisce la formazione di evidenti porosità, mentre per velocità superiori a questa soglia critica non si ottiene la piena penetrazione.



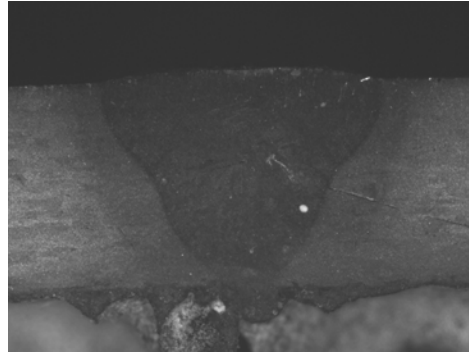
$v = 0.6 \text{ m/min}$



$v = 0.8 \text{ m/min}$



$v = 1.0 \text{ m/min}$



$v = 1.2 \text{ m/min}$

Figura 1.18: Micrografie dei cordoni realizzati

Al fine di comprendere meglio il ruolo dei parametri energetici sulla formazione del cordone si può utilizzare la formula semplificata riportata in equazione 1.3 [13], che regola la formazione della fase liquida in caso di saldatura per keyhole (ovvero dove la sorgente termica può essere considerata come una linea sottile coassiale al fascio e che scambia calore lungo tutto lo spessore saldato).  $v$  è la velocità di saldatura,  $L_m$  è la larghezza media

del cordone,  $P_{pen}$  è la profondità di penetrazione,  $C_p$  è il calore specifico del materiale base,  $T_f$  è la temperatura di fusione del materiale base,  $\rho$  è la sua densità,  $\alpha$  è un coefficiente che vale 0.25-0.3 e tiene conto del calore disperso per conduzione nel materiale al di fuori della fase liquida e del calore latente di fusione, mentre  $R_c$  è la riflettività del materiale base nei confronti della specifica radiazione LASER impiegata.

$$P = \frac{vLP_{pen}C_pT_f\rho}{\alpha(1 - R_c)} \quad (1.3)$$

Il modello matematico che porta a questa relazione è di tipo “a capacità termica concentrata”, ovvero in cui la distribuzione spaziale del campo termico in uno specifico istante di tempo è supposta costante. Nel caso della saldatura, quindi, tutto il bagno di fusione è supposto a temperatura costante pari a quella di fusione e la formula presentata consente di mettere in relazione la profondità di penetrazione con la velocità di saldatura. Utilizzando i dati riportati in tabella 1.4 (plausibili per una lega di alluminio) si sono estrapolati dati indicativi sull’intervallo di velocità di saldatura da utilizzarsi durante le prove sperimentali, conducendo quindi una sorta di ottimizzazione a priori sull’esperimento minimizzando il numero di prove necessarie.

$R_c$	0.2
$\alpha$	0.3
$C_p$	870 J/(kg/K)
$T_m$	915 K
$\rho$	2700 kg/m <sup>3</sup>
$k$	195 W/(mK)

Tabella 1.4: Parametri fisici lega di alluminio

Considerando una larghezza media del cordone  $L_m = 3$  mm ed una potenza  $P = 1000$  W, al variare della velocità di saldatura si possono prevedere i risultati riportati in tabella 1.5. I calcoli appena proposti, naturalmente, possono solo essere utilizzati come regola di massima per effettuare previsioni sensate e plausibili sul risultato del processo in termini di profondità di penetrazione, data la semplicità del modello utilizzato, e non hanno alcuna pretesa di modellare i fenomeni fisici coinvolti nelle loro completezza. Tuttavia, da un

punto di vista ingegneristico, possono essere di grande utilità per orientare un dato studio nella direzione corretta individuando intervalli di variazione plausibili per i parametri oggetto di investigazione.

$v$	$P_{pen}$
[m/min]	[mm]
0.6	>> 2.0
0.8	>> 2.0
1.0	> 2.0
1.2	$\cong$ 2.0
1.4	< 2.0
1.6	<< 2.0

Tabella 1.5: Previsione di massima sulla profondità di penetrazione

Attraverso una formulazione matematica simile a quella appena proposta si può scrivere una relazione semplice per fare qualche previsione anche sull'estensione della zona termicamente alterata [13].

$$x_{ZTA} = \sqrt{\frac{kL_m}{\rho C_p v}} \quad (1.4)$$

$v$	$L_m$	$x_{ZTA}$
[m/min]	[mm]	[ $\mu$ m]
0.6	3.5	898
0.8	3.4	767
1.0	2.0	526
1.2	1.5	416
1.4	1.4	372
1.6	1.3	335

Tabella 1.6: Previsione di massima sull'estensione della ZTA

Attraverso equazione 1.4, dove  $k$  è la conducibilità termica del materiale base, si può calcolare l'estensione  $x$  della ZTA. Applicando il valore di  $k$



riportato in tabella 1.4 e considerando i valori di  $L_m$  specifici di ogni giunto, si possono stimare alcuni valori di  $x$ , come mostrato in tabella 1.6. Osservando le immagini presentate in figura 1.18, in particolare quelle relative a  $v = 1.0 \text{ m/min}$  e  $v = 1.2 \text{ m/min}$  (in cui la ZTA è più visibile), si nota come i valori teorici siano abbastanza coerenti con quelli reali.

Un'ultima analisi che può essere condotta nei confronti di queste prove sperimentali riguarda il rendimento di giunzione. Questa grandezza tiene conto, in generale, dell'estensione di cordone ottenibile per unità di energia erogata durante il processo. Una delle modalità più comuni per valutare tale parametro è quello di sfruttare la relazione 1.5.

$$\eta_g = \frac{vP_{pen}}{P} \quad (1.5)$$

Il termine  $\eta_g$  non è un vero e proprio rendimento, in quanto non è una grandezza adimensionale ma si misura in  $[\text{m}^2/\text{J}]$ , e consente di caratterizzare rapidamente il processo in termini di quanta energia serve per ottenere una data profondità di penetrazione fissati il tipo di sorgente, il materiale ed i vari parametri operativi. Ovviamente più  $\eta_g$  è grande a parità di  $P_{pen}$  e meno energia viene dispersa durante il processo a causa della dissipazione di calore lontano dall'asse del giunto. In tabella 1.7 sono riportati i valori del rendimento di giunzione relativi alle varie velocità di saldatura per la campagna sperimentale in oggetto.

$v$ [m/min]	$\eta_g$ [mm <sup>2</sup> /kJ]
0.6	20.0
0.8	26.7
1.0	33.3
1.2	40.0
1.4	42.0
1.6	42.7

Tabella 1.7: Rendimento di giunzione (le celle in grigio riportano valori calcolati sullo spessore effettivo della lamiera, non considerando quindi la sovra-penetrazione)

Dall'analisi dei risultati appena emergono alcune considerazioni interessanti:

- Per valori di velocità di saldatura troppo bassi il rendimento è basso a sua volta. Questa condizione trova piena conferma dal fatto che, in questi casi, l'apporto termico specifico è eccessivo rispetto a quello necessario ad ottenere strettamente la penetrazione voluta e quindi l'energia in eccesso concorre ad aumentare in maniera indesiderata sia l'estensione della ZTA che la larghezza del cordone. Questi risultati sono confermati anche dai dati riportati nei grafici di figura 1.19 e 1.20: l'estensione prevista per la ZTA e la larghezza media del cordone hanno andamenti decrescenti con la velocità di saldatura, ma in modo non lineare. Entrambe queste grandezze, infatti, diminuiscono rapidamente al decrescere della velocità di processo, fino al punto in cui non vi è più eccesso di energia e la maggior parte dell'apporto termico è impegnata realizzare la penetrazione del giunto. Oltre questa soglia le grandezze continuano a decrescere, ma in maniera molto più lenta, sintomo che il processo si è stabilizzato sulle condizioni ottimali. Queste considerazioni sono di grande utilità nella saldatura di questa particolare classe di materiali ibridi, in quanto un eccesso di apporto termico provoca inevitabilmente un riscaldamento della struttura cellulare all'interfaccia pelle/schiuma, causandone un degrado indesiderato e la formazione di gas che concorrono, come sottolineato in precedenza, ad aumentare la porosità del cordone.
- Analizzando il grafico di figura 1.21 si nota come il rendimento di giunzione abbia un andamento molto differente in funzione che si sia nella zona rossa, in cui, a causa dell'eccessivo apporto termico specifico, si ha sovra-penetrazione e una larghezza del giunto eccessiva, oppure che ci si trovi nella zona verde, in cui i parametri energetici sono ottimali all'ottenimento di una data penetrazione. Nel primo caso  $\eta_g$  aumenta rapidamente man mano che la velocità di saldatura si avvicina al valore ottimale, poi, una volta raggiunta la soglia che garantisce strettamente la piena penetrazione ( $v = 1.2 \text{ m/min}$ ), il rendimento si assesta su valori piuttosto stabili.

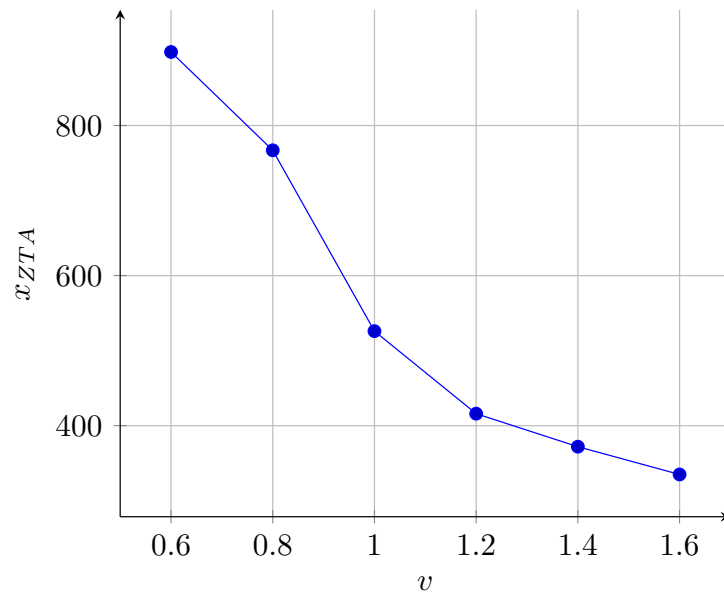


Figura 1.19: Andamento della ZTA

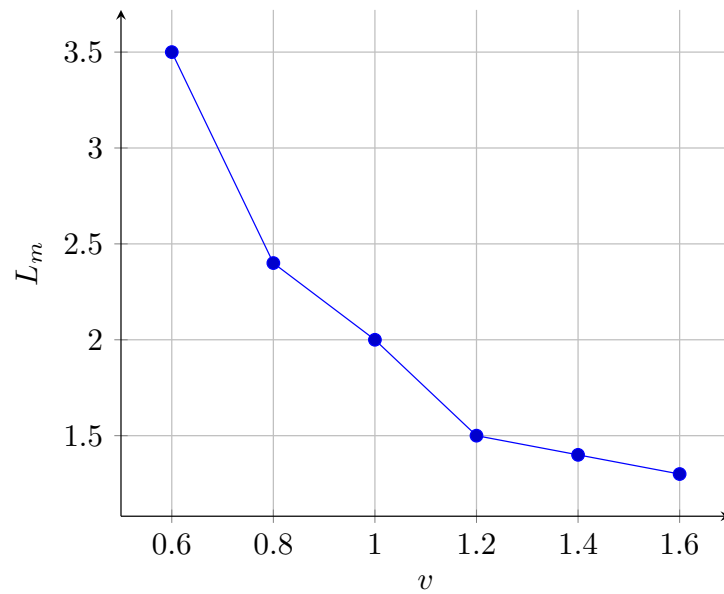


Figura 1.20: Andamento della larghezza media del cordone

- In generale i valori di  $\eta_g$  calcolati in questa sede sono molto elevati: da un confronto con i dati rilevati in letteratura [13], presentati in tabella 1.8, emerge come, ad esempio, un rendimento di circa  $40 \text{ mm}^2/\text{kJ}$  sia tra

4 e 20 volte maggiore a quello caratteristico dei processi ad arco. Questa considerazione avvala ulteriormente la validità nella scelta del LASER come tecnologia di giunzione avanzata e idonea a trattare materiali difficili e non convenzionali, soprattutto alla luce di una sua potenziale applicazione su volumi produttivi elevati.

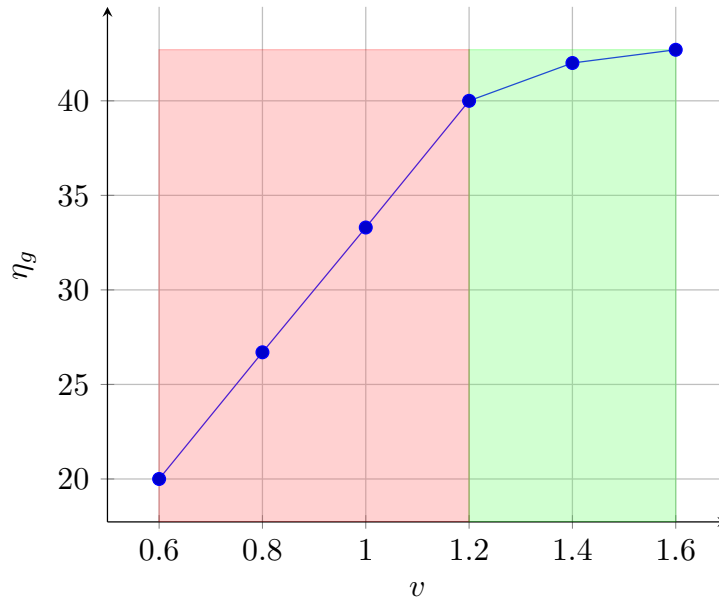


Figura 1.21: Andamento del rendimento di giunzione

PROCESSO	$\eta_g$ [mm <sup>2</sup> /kJ]
Fiamma ossiacetilenica	0.2 – 0.5
Elettrodo rivestito	2 – 3
TIG	0.8 – 2
Arco sommerso	4 – 10
Resistenza	65 – 100
Fascio elettronico	20 – 30
LASER	15 – 25

Tabella 1.8: Rendimento di giunzione relativo ai principali procedimenti di saldatura [13]

### 1.2.2.3 Confronto con le tecnologie ad arco elettrico

Al fine di caratterizzare ulteriormente le prerogative del processo di saldatura LASER applicato ai materiali ibridi a struttura cellulare, si ritiene opportuno proporre un confronto, certamente non esaustivo, ma comunque congeniale a suffragare molte delle considerazioni riportate nel paragrafo precedente, con le tecnologie ad arco elettrico. In particolare si è provveduto a realizzare lo stesso tipo di saldatura utilizzando due tecnologie comunemente impiegate nella saldatura delle leghe di alluminio: quella ad elettrodo infusibile di tungsteno (TIG) e quella a filo continuo (MIG). In particolare, considerato il materiale saldato e la necessità di limitare comunque l'apporto termico, si è deciso di utilizzare la modalità in corrente alternata per quanto riguarda la prima, e la tecnologia CMT<sup>®</sup> relativamente alla seconda. In questa sede non è stata condotta una campagna sperimentale esaustiva, in quanto l'obiettivo era solo quello di fornire un termine di paragone con le tecnologie tradizionali. In tabella 1.9 sono riportati i parametri utilizzati per la saldatura dei pannelli AFS con le tecnologie sopra citate, insieme ai relativi apporti termici specifici e rendimenti di giunzione. Per quanto riguarda le attrezzature utilizzate sono da segnalare le due sorgenti di saldatura: Fronius TIG MagicWave 2500 e Fronius TransPuls Synergic 2700 CMT, entrambe in configurazione robotizzata, per potere garantire una velocità di saldatura controllata e costante. In figura 1.22 sono riportate le micrografie dei cordoni realizzati con i parametri riportati in tabella 1.9.

	TIG	CMT <sup>®</sup>
Corrente [A]	86	100
Tensione [V]	18	17
Velocità [m/min]	0.3	1.5
$\eta_g$ [mm <sup>2</sup> /kJ]	6.49	29.4
$E_s$ [J/mm]	309.6	68.0

Tabella 1.9: Parametri di saldatura relativi alle tecnologie ad arco

Per quanto riguarda il cordone realizzato con tecnologia TIG si nota come la scarsa densità di potenza caratteristica dello stesso porti ad una zona fusa

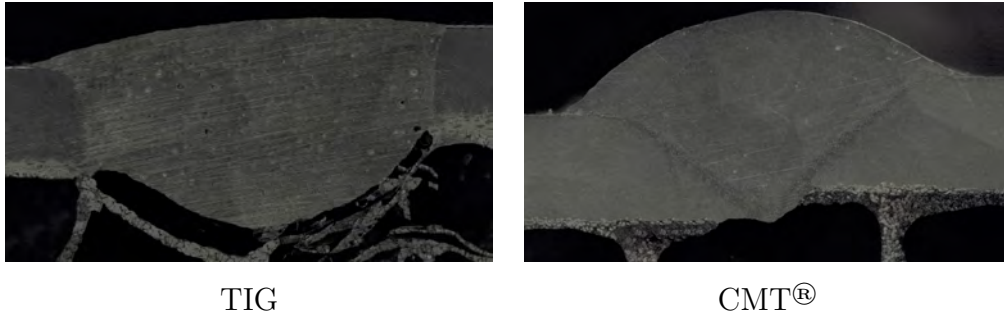


Figura 1.22: Micrografie dei cordoni realizzati con tecnologia TIG e CMT®

particolarmente ampia, caratterizzata da abbondante porosità. Anche i dati relativi a  $E_s$  ed  $\eta_g$  confermano quanto visibile nella micrografia. Il caso della saldatura mediante procedimento MIG-CMT, invece, è piuttosto differente, in quanto sia il rendimento di giunzione che l'apporto termico specifico sono molto più simili a quelli caratteristici del procedimento LASER. Anche la qualità visiva del cordone è molto buona, in quanto il grado di porosità è basso e l'interazione ed il degrado termico della struttura cellulare all'interfaccia è pressoché assente.

### 1.2.3 Conclusioni

L'attività di studio descritta nei paragrafi precedenti ha posto in evidenza alcuni aspetti fondamentali:

- Nella saldatura dei pannelli AFS un ruolo fondamentale è giocato dalla giunzione delle pelli esterne.
- La giunzione dell'anima in schiuma, a causa dell'estensione potenzialmente anche molto elevata della linea di giunzione, non è facilmente attuabile, soprattutto quando si prediligono applicazioni caratterizzate da una facile applicabilità a livello industriale.
- La presenza della struttura cellulare non pregiudica la fattibilità nella giunzione delle pelli esterne, ma rende il processo più complesso da ottimizzare.

- L'apporto termico specifico e la densità di potenza caratteristici del processo giocano un ruolo fondamentale, in quanto da questi dipende la corretta realizzazione del giunto sia in termini di conformazione geometrica che di qualità del cordone.
- I parametri energetici devono essere accuratamente impostati per garantire la corretta penetrazione senza favorire il degrado termico della struttura cellulare all'interfaccia pelle/schiuma.
- Un eccessivo surriscaldamento della struttura cellulare porta alla formazione di gas che, rimanendo intrappolati nella fase liquida durante la saldatura delle pelli, contribuiscono ad aumentare in modo inaccettabile la porosità del giunto.

## 1.3 Giunzione di tubi riempiti in schiuma

### 1.3.1 Background scientifico

L'analisi bibliografica e la sperimentazione condotte nei paragrafi precedenti hanno posto in evidenza come la giunzione di particolari in materiale ibrido a struttura cellulare a sviluppo essenzialmente bi-dimensionale, quali appunto i pannelli AFS, debba essere confinata alla giunzione delle sole pelli, pena la necessità di adottare processi e/o tecniche assolutamente non idonee alle richieste di versatilità e produttività del panorama industriale. Alla luce di ciò si è deciso di sfruttare le competenze acquisite nella saldatura dei pannelli AFS per trattare componenti a geometria differente, in particolare tubi riempiti in schiuma di alluminio. In questo caso l'idea di base è stata quella di sfruttare la geometria assialsimmetrica dei componenti stessi per studiare tecniche integrate di saldatura della pelle esterna e di post-trattamento per favorire il ripristino della struttura cellulare nella zona di giunzione attraverso la schiumatura di un precursore solido opportunamente posizionato.

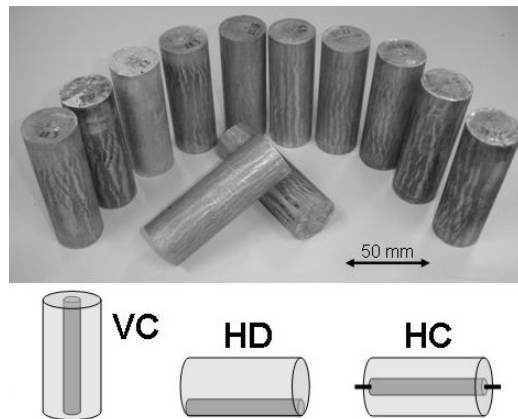


Figura 1.23: Schiumatura di cavità assialsimmetriche [14]

A suffragio di questa ipotesi operativa lo studio proposto da Garcia-Moreno et al. [14], pone in evidenza come la schiumatura di precursori solidi all'interno di forme cilindriche possa avvenire in modo corretto soprattutto quando l'asse del componente è orizzontale (posizione HD in figura 1.23). In particolare gli autori pongono in evidenza come, inserendo un precursore solido



cilindrico coassialmente alla cavità da riempire, si ottengano buoni risultati in termini di dimensione ed uniformità di distribuzione delle celle. In [15] Kovacik et al. dimostrano come il riempimento con schiuma di tubi in acciaio consenta di migliorare le caratteristiche meccaniche generali del componente. In particolare mettono in evidenza come occorra porre grande attenzione alle temperature di schiumatura al fine di non causare un degrado termico della pelle. In linea con i risultati appena citati Broggiato et al. [16] confermano la possibilità di utilizzare profilati cavi riempiti in schiuma per aumentare l'energia assorbita durante la deformazione in strutture potenzialmente soggette ad urti di elevata entità. In [17] Bach et al. propongono un approccio nuovo nella giunzione di particolari a struttura cellulare: mediante l'utilizzo di un materiale d'apporto schiumabile suggeriscono una modalità operativa per la saldatura di componenti in schiuma di alluminio favorendo il ripristino della struttura cellulare nella zona di giunzione. Per quanto riguarda l'utilizzo del LASER nei processi di schiumatura, Kathuria propone una serie di pubblicazioni incentrate sulla possibilità di favorire la schiumatura di precursori solidi attraverso l'irraggiamento diretto con sorgenti sia CO<sub>2</sub> che Nd:YAG.

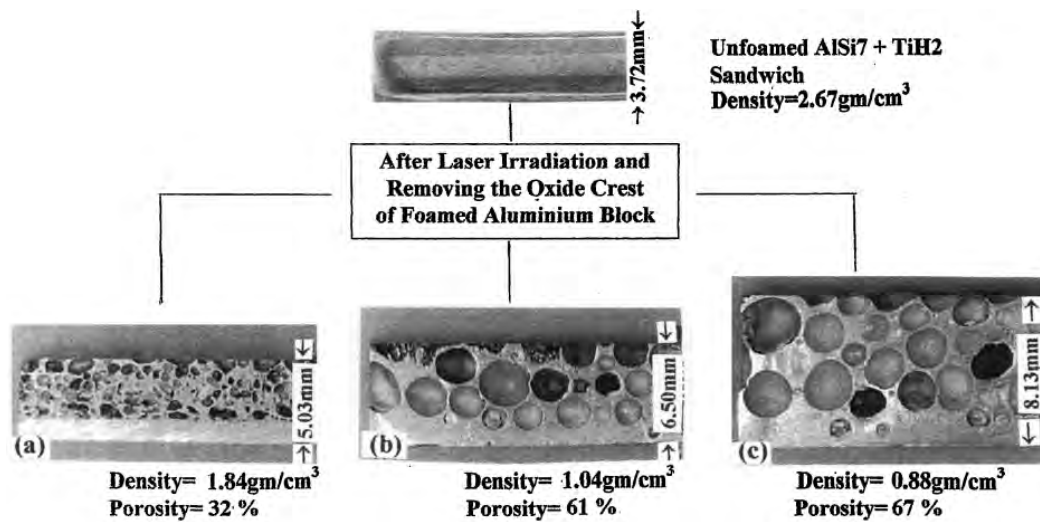


Figura 1.24: Morfologia della struttura cellulare nella schiumatura LASER [18]

In [19, 18, 20] l'autore, utilizzando un fascio LASER CO<sub>2</sub>, rileva come, indi-

viduando l'energia di processo ottimale, si possa ottenere la schiumatura di campioni di precursore solido contenete  $\text{TiH}_2$ . I risultati pongono in evidenza come la struttura cellulare si accresca lungo la direzione dell'asse del fascio e che, alla fine del processo, la dimensione delle bolle non sia uniforme nello spessore schiumato, ma vari con continuità a seconda che ci si trovi lontano o vicino alla superficie irradiata, come mostrato in figura 1.24. In una successiva pubblicazione [21] Kathuria suggerisce qualche informazione più precisa riguardante i parametri di processo: la quantità e la dimensione delle bolle dipendono strettamente dalla densità di potenza della radiazione e dal tempo di interazione (figura 1.25).

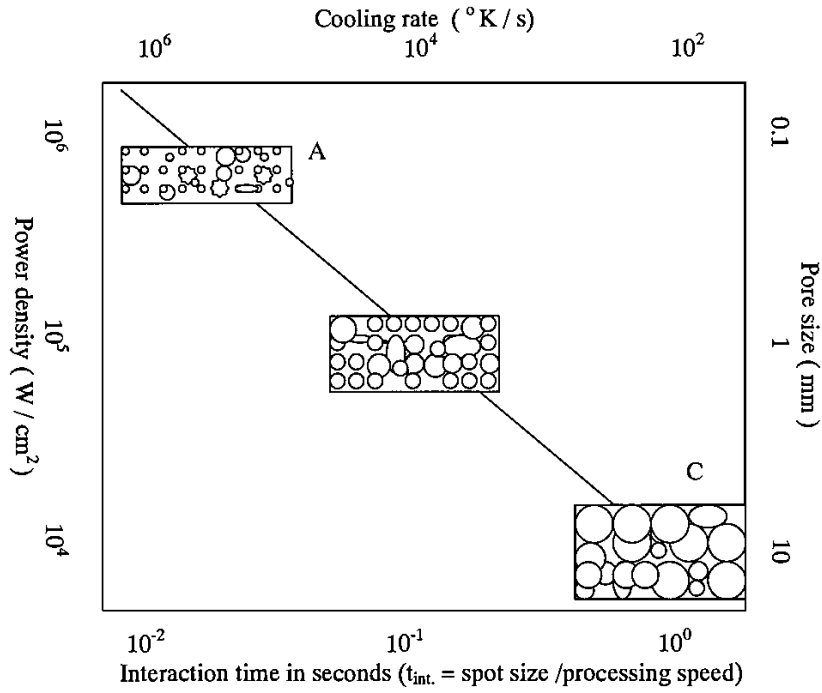


Figura 1.25: Influenza dei parametri di processo nella schiumatura LASER [21]

In particolare lo studio pone in evidenza come vi sia una stretta correlazione tra i due parametri: più la densità di potenza è elevata e più il tempo di interazione deve essere limitato per evitare il surriscaldamento del precursore. A fronte di questa relazione l'autore osserva inoltre come in realtà la morfologia delle celle, in particolare in termini di dimensione delle stesse, dipenda for-

temente dal tempo di interazione: più questo è elevato e più grandi risultano le cavità nella struttura finale.

I risultati mostrati finora hanno portato a definire l'idea di base sulla quale è incentrato lo studio presentato in questa sede: nella saldatura testa a testa di tubi riempiti in schiuma la continuità della struttura cellulare nella zona di giunzione può essere ripristinata sfruttando la schiumatura di un precursore cilindrico pre-posizionato, come mostrato in figura 1.26. Questa procedura è stata brevettata da Campana [22] e prevede essenzialmente tre fasi di processo:

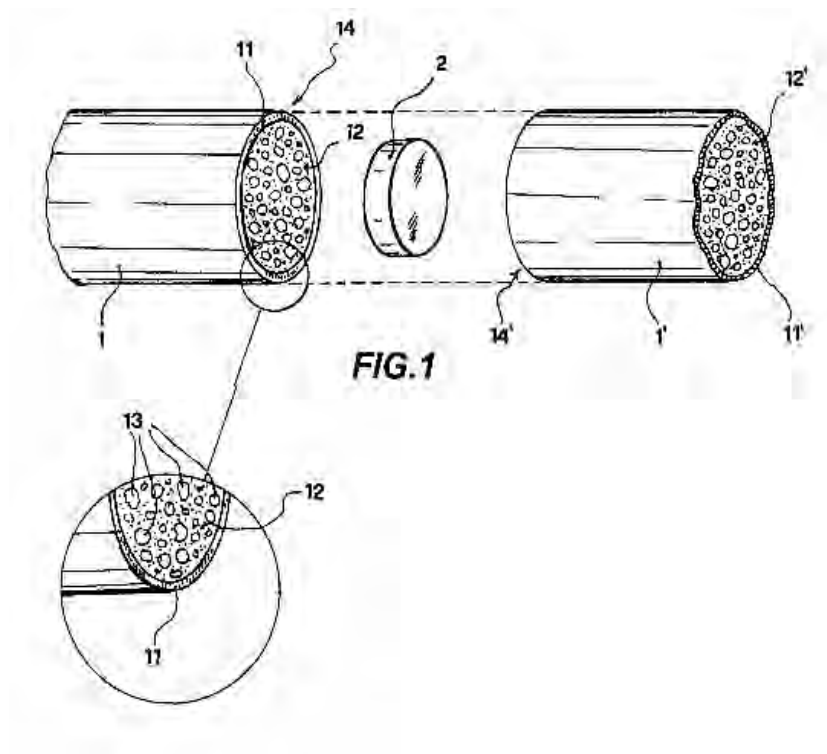


Figura 1.26: Brevetto Università di Bologna [22]

1. Posizionamento del precursore solido all'interfaccia tra i membri.
2. Saldatura delle pelli.
3. Post-trattamento di riscaldamento anulare localizzato, per favorire la schiumatura del precursore.

Sfruttando queste linee operative si è approntata una campagna sperimentale volta ad individuare un'area di fattibilità per la saldatura di tubi realizzata secondo le procedure presentate nel brevetto di cui sopra. In particolare si sono adottati i seguenti accorgimenti:

- Il precursore solido è stato ottenuto mediante pressatura a freddo di polveri opportunamente miscelate.
- La saldatura della pelle esterna del tubo è stata realizzata mediante LASER.
- Il post-trattamento di schiumatura è stato realizzato mediante LASER.

## 1.3.2 Sperimentazione

### 1.3.2.1 Attrezzature e considerazioni operative

Sulla base delle indicazioni preliminari di cui al paragrafo precedente, la campagna sperimentale è stata messa in atto utilizzando una sorgente LASER CO<sub>2</sub> a flusso assiale veloce El.En. C3000, con potenza massima pari a 3 kW. Il campione di saldatura è stato preparato utilizzando tubi in acciaio inossidabile AISI304 di diametro esterno 28 mm e spessore 1.5 mm. Gli stessi sono stati riempiti con porzioni in schiuma di alluminio-silicio ritagliate in forma cilindrica mediante elettroerosione da un pannello integrale Alulight spesso 30 mm. Per quanto riguarda il precursore solido, sono stati realizzati dischi di spessore 5 mm e diametro 25 mm mediante pressatura a freddo di polveri di alluminio, silicio ed idruro di titanio, secondo le percentuali mostrate in tabella 1.10.

Alluminio [% wt.]	96.6
Silicio [% wt.]	3.0
Idruro di titanio [% wt.]	0.4

Tabella 1.10: Composizione del precursore solido

Per la compattazione delle polveri è stata utilizzata una pressa opportunamente modificata con uno stampo adatto a realizzare i precursori della

dimensione sopra specificata ed utilizzando una forza massima di lavoro pari a circa 400 kN, sufficiente a garantire una densità relativa del materiale dopo pressatura pari a circa il 97%. In figura 1.27 è mostrata la sezione di un provino di saldatura: si notano le due parti “residenti” in schiuma inframmezzate dal disco di precursore solido inserito in corrispondenza del piano di giunzione. Per quanto riguarda la porzione di schiuma residente si è deciso di inserirla già formata all’interno del tubo in quanto una schiumatura in forno del componente avrebbe richiesto attrezzature complesse nonché la disponibilità di precursori di forma e dimensione adeguata a favorire un corretto riempimento della cavità e avrebbe comportato un ciclo termico al materiale costituente la pelle esterna che avrebbe potuto comprometterne le caratteristiche meccaniche.

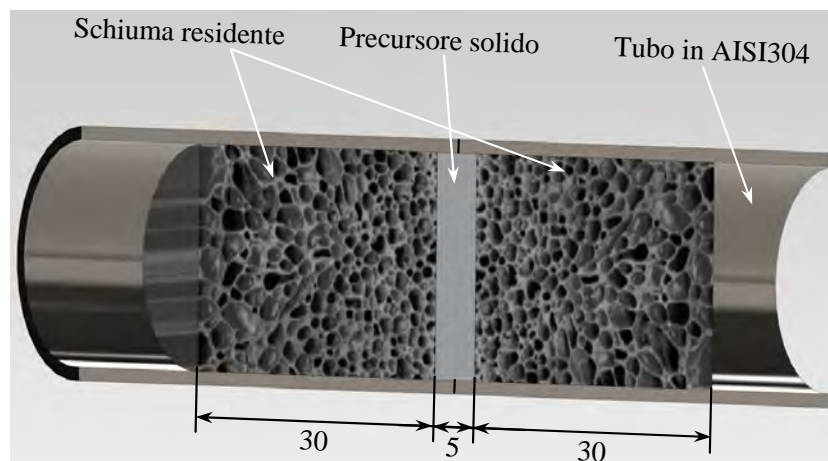


Figura 1.27: Configurazione del provino di saldatura

Ferme restando le considerazioni generali sulla conformazione del provino di saldatura enunciate in precedenza, il processo è stato progettato secondo le seguenti fasi:

1. Assemblaggio del campione secondo la configurazione di figura 1.27 e puntatura sulla pelle esterna per il mantenimento in posizione delle varie parti.
2. Montaggio del campione su un asse rotativo della cella di lavorazione mediante autocentrante e saldatura LASER della pelle esterna (figura

1.28).

3. Trattamento termico anulare mediante LASER per favorire la schiumatura del precursore solido posizionato all'interfaccia di saldatura.

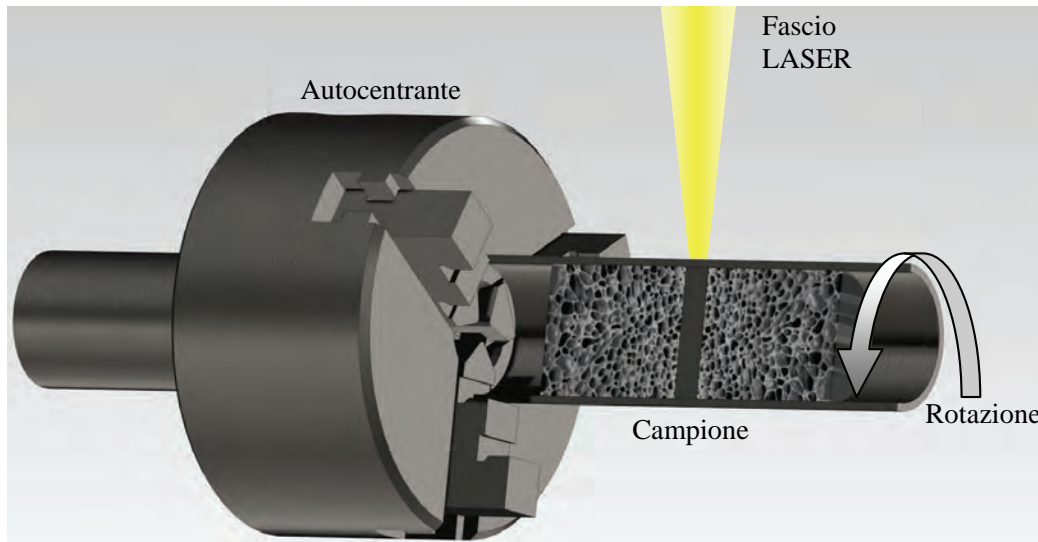


Figura 1.28: Modalità operativa nella saldatura dei tubi schiumati

### **Assemblaggio del provino.**

Come mostrato in figura 1.27 i campioni utilizzati sono formati essenzialmente da tre parti distinte: i tubi in acciaio inossidabile costituenti la pelle esterna, le parti in schiuma residente costituenti l'anima a struttura cellulare ed il disco di materiale schiumante. Dopo avere inserito le anime cilindriche in schiuma (tagliate con dimensioni tali da garantire una leggera interferenza nell'accoppiamento con il tubo), si è provveduto a posizionare il precursore solido e ad assemblare le due parti. Per garantire il mantenimento in posizione del sistema si sono realizzati tre punti circonferenziali di saldatura, sempre mediante il LASER, equidistanti tra loro.

### **Saldatura LASER della pelle.**

Mediante l'utilizzo di un autocentrante si è fissato il provino all'asse rotativo della cella di lavorazione e si è provveduto a saldare la pelle esterna, tenendo presenti le indicazioni e le considerazioni evidenziate nel paragrafo 1.2.2

e seguenti. In questa fase i parametri di processo non sono stati oggetto di particolare investigazione, in quanto desunti dalle esperienze pregresse sulla saldatura LASER di lamiere e di pannelli AFS. In tabella 1.11 sono riassunte le condizioni di saldatura che hanno consentito di ottenere una profondità di penetrazione ottimale senza danneggiare il precursore solido. Un esempio di saldatura della pelle esterna è riportato in figura 1.29: il cordone è uniforme, non presenta difetti o porosità superficiali ed è caratterizzato da un leggero sormonto dato dallo schiacciamento della fase liquida durante la solidificazione dovuto alla contrazione termica in senso assiale del materiale base.

Potenza [W]	2000
Velocità periferica [m/min]	1.0
Velocità di rotazione [RPM]	11.4
Diametro spot [ $\mu\text{m}$ ]	500
Gas di copertura	Argon, 20 l/min

Tabella 1.11: Parametri di saldatura delle pelli



Figura 1.29: Saldatura pelli

### **Trattamento LASER di schiumatura.**

Una volta realizzata la saldatura esterna della pelle si è proceduto con la realizzazione del trattamento di schiumatura. Defocalizzando opportunamente il fascio laser e ponendo in rotazione il componente, si è ottenuto il progressivo riscaldamento della zona interna del tubo in corrispondenza del precursore solido, fino ad una temperatura e per un tempo ottimali a favorirne la schiumatura. Il riscaldamento di tipo anulare della pelle esterna facilita la formazione graduale di un campo termico sufficientemente uniforme nel precursore, non essendo quest'ultimo irradiato direttamente dal fascio LASER. Nel paragrafo precedente, infatti, relativamente alle esperienze riportate da Kathuria [19, 18, 20, 21], si è evidenziato come la formazione di bolle nella schiumatura LASER sia fortemente differenziata in funzione che ci si trovi vicino o lontano dalla superficie irradiata, a causa della disuniformità del campo termico indotto nel precursore. I parametri di processo utilizzati in questa fase sono stati oggetto di studio approfondito, come mostrato nel paragrafo seguente.

#### **1.3.2.2 Trattamento termico LASER di schiumatura**

Come già evidenziato da Kathuria nella bibliografia citata, i punti chiave per ottenere la corretta schiumatura nel precursore solido sono essenzialmente due:

1. Favorire un campo termico il più possibile uniforme nel precursore.
2. Controllare densità di potenza e tempo di riscaldamento.

L'approccio suggerito in questa sede, in realtà, differisce per un aspetto significativo rispetto a quello studiato in [19, 18, 20, 21]: il riscaldamento, oltre che essere mediato dalla presenza della pelle esterna, è ottenuto non con una singola passata sulla zona da trattare, ma attraverso la somma di numerose passate, corrispondenti ai singoli giri compiuti dal pezzo durante la fase di riscaldamento. In questo caso, quindi, oltre a densità di potenza (definita come in equazione 1.6) e tempo di interazione (definito come in equazione 1.7), si aggiunge un ulteriore parametro: l'energia totale rilasciata al materiale durante il processo, la quale dipende dal tempo totale di irraggiamento



(definita come in equazione 1.8).

$$P_d = \frac{4P}{\pi D_{0s}^2} \quad (1.6)$$

$$t_i = \frac{D_{0s}}{v} \quad (1.7)$$

$$E_p = Pt \quad (1.8)$$

$P$  è la potenza LASER,  $D_{0s}$  è il diametro dello spot,  $v$  è la velocità periferica del tubo e  $t$  è il tempo totale di irraggiamento. Per come sono definiti, i tre parametri chiave sopra descritti tengono automaticamente in considerazione tutti i parametri di processo: potenza  $P$ , dimensione dello spot sulla superficie  $D_{0s}$ , velocità relativa tra il fascio e la superficie irradiata ( $v$ ) e, considerando che  $v = D\omega/2$ , anche la velocità di rotazione del tubo ( $\omega$ ) ed il diametro dello stesso ( $D$ ).

Per quanto riguarda la scelta dei parametri di processo oggetto dello studio si è utilizzata la simulazione numerica del riscaldamento del materiale, come trattato nel paragrafo seguente, e si è cercato di costruire un algoritmo che aiutasse ad individuare rapidamente i valori vicini alla condizione ottimale, in modo da limitare il numero di prove. In particolare si è costruito un metodo iterativo, schematizzato in figura 1.30, il quale prevede di calcolare due funzioni matematiche che leghino tra loro i tre parametri fondamentali:  $P_{dens} = f(t_i)$  e  $E_p = f(t_i)$ . La procedura si sviluppa nel modo seguente:

1. Un primo valore di tentativo  $\underline{t_i}$  viene stabilito basandosi sull'esperienza e su regole di "buon progetto", in modo da potere individuare i corrispondenti valori di tentativo  $\underline{P_d}$  e  $\underline{E_p}$ .
2. Un primo gruppo di parametri di processo ( $\underline{P}$ ,  $\underline{d}$ ,  $\underline{t}$  e  $\underline{v}$ ) viene calcolato attraverso le formule 1.6 e 1.8, tenendo ovviamente in conto le caratteristiche ed i limiti tecnologici delle attrezzature impiegate.
3. Un primo esperimento viene realizzato utilizzando i parametri di cui al punto precedente ed i risultati vengono acquisiti ed analizzati, attribuendo quindi un giudizio qualitativo sulla struttura cellulare ottenuta (accettabile, non accettabile, nessuna schiumatura).

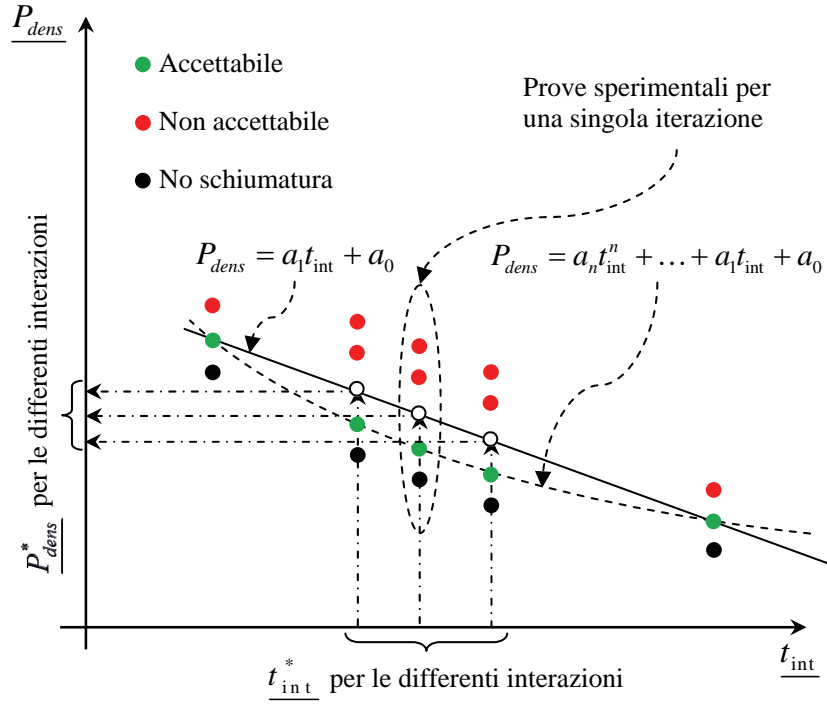


Figura 1.30: Procedura iterativa per l'individuazione dei parametri di processo

4. I punti 1, 2 e 3 vengono ripetuti finché non si ottiene una coppia di esperimenti con risultati accettabili.
5. Si determinano, mediante una semplice regressione lineare, le prime correlazioni tra i parametri:  $P_{dens} = a_1 t_i + a_0$  e  $E_p = b_1 t_i + b_0$ .
6. Un nuovo valore di tentativo  $\underline{t}_i^*$  viene determinato e, attraverso le formule di cui al punto precedente, vengono calcolati i valori di  $\underline{P}_{dens}^*$  ed  $\underline{E}_p^*$ .
7. Cinque nuovi esperimenti vengono realizzati considerando:
  - Il set di parametri determinato al punto precedente.
  - Una coppia di valori più alti (sia per  $\underline{P}_{dens}^*$  che per  $\underline{E}_p^*$ ), come mostrato nell'ovale tratteggiato in figura 1.30.
  - Una coppia di valori più bassi (sia per  $\underline{P}_{dens}^*$  che per  $\underline{E}_p^*$ ), come mostrato nell'ovale tratteggiato in figura 1.30.

In questo modo viene valutato il processo in un intorno della posizione calcolata al punto precedente.

8. I risultati di cui al punto precedente vengono analizzati e, considerando solo quelli accettabili, vengono calcolate regressioni di ordine superiore per affinare la formula di correlazione tra i parametri:  $P_{dens} = f(t_i) = a_n t_i^n + \dots + a_1 t_i + a_0$  e  $E_p = g(t_i) = b_n t_i^n + \dots + b_1 t_i + b_0$ .
9. I passi 6, 7 e 8 vengono ripetuti varie volte, seguendo il diagramma di flusso di figura 1.31, per ottenere un numero di esperimenti accettabili sufficiente a definire un'area di fattibilità.

Considerando la procedura appena descritta, sono stati calcolati numerosi set di parametri, ognuno dei quali ha dato luogo ad un esperimento che è stato caratterizzato in termini di qualità della struttura cellulare ottenuta (vedi tabella 1.12). Considerando l'intrinseca difficoltà nel caratterizzare la struttura cellulare di un componente schiumato, in questa sede la qualità della struttura ottenuta a valle delle varie prove è stata valutata semplicemente in modo visivo, tenendo conto della forma, delle dimensioni e della regolarità delle bolle.

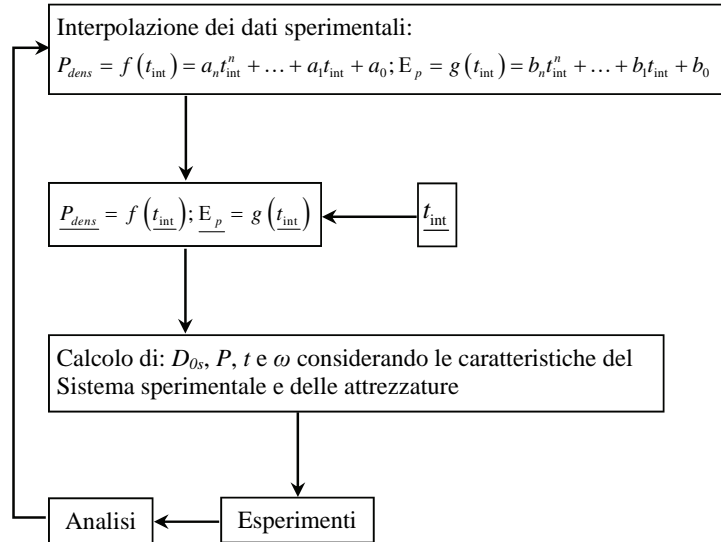


Figura 1.31: Diagramma di flusso per l'individuazione dei parametri di processo

N°	$P$ [W]	$D_{0s}$ [mm]	$\omega$ [RPM]	$t$ [s]	$t_i$ [s]	$P_{dens}$ [W/mm <sup>2</sup> ]	$E_p$ [kJ]	Risultato
1	1500	5	3.50	240	0.974	76.39	360.0	Non accett.
2	1500	5	35.00	240	0.097	76.39	350.0	No schium.
3	1800	4	800.00	80	0.003	187.09	144.0	Inizio schium.
4	1570	5	3.50	120	0.974	79.96	188.4	Accettabile
5	1830	3	800.00	100	0.003	258.89	183.0	Non accett.
6	1460	5	3.50	100	0.974	74.36	146.0	Inizio schium.
7	1880	3	800.00	80	0.003	265.97	150.4	Accettabile
8	1960	5	5.00	90	0.682	99.82	176.4	Accettabile
9	1220	3	12.00	130	0.171	172.59	158.6	Accettabile
10	2530	5	8.50	65	0.401	128.85	164.5	Accettabile
11	1540	5	3.50	180	0.974	78.43	277.2	Non accett.
12	1540	5	3.50	50	0.974	78.43	77.0	No schium.
13	1250	3	12.00	170	0.171	176.84	212.5	Non accett.
14	1260	3	12.00	90	0.171	178.25	113.4	Inizio schium.
15	1060	3	7.00	145	0.292	149.95	153.7	Accettabile
16	2450	5	6.50	65	0.524	124.77	159.3	Accettabile
17	1790	5	4.00	95	0.852	91.16	170.1	Accettabile
18	2600	5	8.60	50	0.397	132.42	130.0	Accettabile
19	2600	5	8.60	77	0.397	132.42	200.0	Accettabile
20	2000	5	5.70	80	0.598	101.86	160.0	Accettabile
21	2000	5	5.70	63	0.598	101.86	126.0	Accettabile
22	2000	5	5.70	105	0.598	101.86	210.0	Accettabile
23	1300	3	10.25	119	0.200	183.91	155.0	Accettabile
24	1300	3	10.25	89	0.200	183.91	116.0	Accettabile
25	1300	3	10.25	149	0.200	183.91	194.0	Accettabile
26	1700	5	4.25	103	0.802	86.58	175.0	Accettabile
27	1700	5	4.25	78	0.802	86.58	133.0	Accettabile
28	1700	5	4.25	129	0.802	86.58	219.0	Accettabile
29	1500	5	3.50	150	0.974	76.39	225.0	Accettabile

Tabella 1.12: Parametri di processo ed esperimenti realizzati

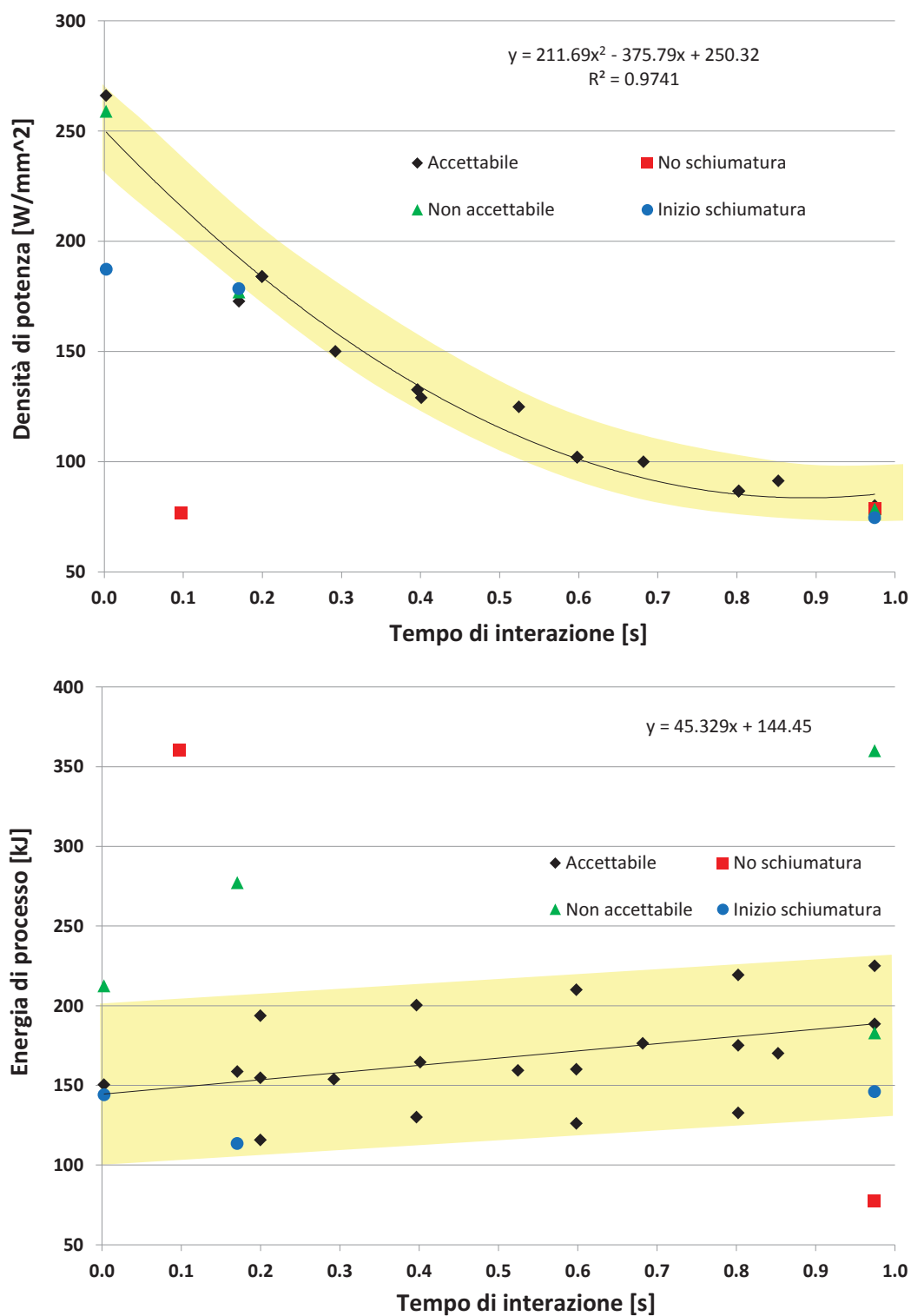


Figura 1.32: Diagrammi di fattibilità relativi alla saldatura di tubi schiumati

A valle di tutte le prove condotte sono state individuate aree di fattibilità per il processo, come mostrato in figura 1.32. Il grafico relativo all'andamento della densità di potenza avvalga quanto evidenziato nel paragrafo 1.3.1 in merito alle osservazioni proposte da Kathuria: al decrescere della densità di potenza il tempo di interazione deve aumentare, per garantire la quantità di energia necessaria ad ottenere la corretta schiumatura del precursore. La dipendenza dei due parametri non è lineare, ma di tipo generalmente parabolico, come mostrato dalla relativa equazione di regressione. L'ampiezza ridotta dell'area di fattibilità (banda gialla) suggerisce come il processo sia piuttosto sensibile alla variazione della densità di potenza: bastano piccole variazioni di questo parametro per determinare risultati inaccettabili. Il grafico relativo all'andamento dell'energia totale di processo mostra, invece, un'area di fattibilità piuttosto ampia, suggerendo una minore sensibilità del processo a questo parametro. Contrariamente a quanto ci si potrebbe aspettare l'andamento dell'energia totale non è costante, ma leggermente crescente, in modo pressoché lineare: ciò si spiega considerando che a tempi di interazione lunghi corrispondono maggiori dispersioni termiche, con aumento dell'energia di processo. In figura 1.33 e 1.34 sono mostrate alcune immagini relative a quattro diversi campioni saldati, ottenuti con altrettante serie di parametri differenti, ognuna rappresentativa di un ben specifico risultato:

- No schiumatura: i parametri di processo non hanno consentito di indurre nel campione un campo termico adeguato ad iniziare e portare a termine il processo di schiumatura.
- Inizio schiumatura: il campo termico indotto nel materiale è stato sufficiente ad inizializzare il processo di schiumatura, ma non ha consentito di portarlo a termine in maniera corretta.
- Accettabile: il campo termico indotto nel materiale ha consentito di inizializzare e portare a termine il processo di schiumatura, consentendo la formazione di una struttura cellulare con bolle di forma, dimensioni e distribuzione accettabili.

Campione N° 12: No schiumatura



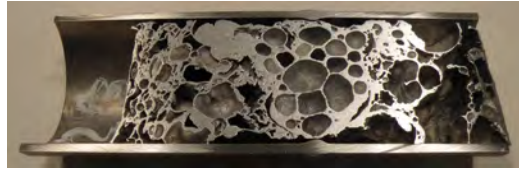
$$E_p = 77 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 78.43 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1540 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 50 \text{ s}$$

Campione N° 6: Inizio schiumatura



$$E_p = 146 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 74.36 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1460 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 100 \text{ s}$$

Campione N° 4: Accettabile



$$E_p = 188.4 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 79.96 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1570 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 120 \text{ s}$$

Campione N° 1: Non accettabile



$$E_p = 360 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 76.39 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1500 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 240 \text{ s}$$

Figura 1.33: Esempio di tubi saldati: sezioni longitudinali

Campione N° 12: No schiumatura



$$E_p = 77 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 78.43 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1540 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 50 \text{ s}$$

Campione N° 6: Inizio schiumatura



$$E_p = 146 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 74.36 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1460 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 100 \text{ s}$$

Campione N° 4: Accettabile



$$E_p = 188.4 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 79.96 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1570 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 120 \text{ s}$$

Campione N° 1: Non accettabile



$$E_p = 360 \text{ kJ}, t_i = 0.974 \text{ s}, P_{dens} = 76.39 \text{ W/mm}^2$$
$$\omega = 3.5 \text{ RPM}, P = 1500 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 240 \text{ s}$$

Figura 1.34: Esempio di tubi saldati: superficie esterna



- Non accettabile: il campo termico indotto nel materiale ha inizializzato e portato avanti il processo di schiumatura prolungandolo troppo nel tempo, favorendo così un'eccessiva coalescenza tra le bolle e dando luogo ad una struttura finale irregolare e caratterizzata da cavità troppo grandi.

Campione N° 21



$$E_p = 126 \text{ kJ}, t_i = 0.598 \text{ s}, P_{dens} = 101.86 \text{ W/mm}^2$$

$$\omega = 5.7 \text{ RPM}, P = 2000 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 63 \text{ s}$$

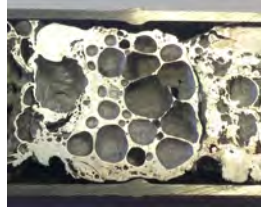
Campione N° 20



$$E_p = 160 \text{ kJ}, t_i = 0.598 \text{ s}, P_{dens} = 101.86 \text{ W/mm}^2$$

$$\omega = 5.7 \text{ RPM}, P = 2000 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 80 \text{ s}$$

Campione N° 22



$$E_p = 210 \text{ kJ}, t_i = 0.598 \text{ s}, P_{dens} = 101.86 \text{ W/mm}^2$$

$$\omega = 5.7 \text{ RPM}, P = 2000 \text{ W}, D_{0s} = 5 \text{ mm}, t = 105 \text{ s}$$

Figura 1.35: Andamento della dimensione delle bolle in funzione del tempo di processo

Come si può notare in figura 1.33 il campione numero 4 ha dato risultati accettabili, nel senso che il precursore è schiumato correttamente e si è generata una buona compenetrazione con le strutture cellulari delle porzioni residenti. La struttura globale non è ovviamente regolare e omogenea come in un tubo schiumato in un'unica soluzione, ma si ritiene tuttavia che quanto ottenuto vada nella direzione giusta per decretare una fattibilità di massima della tecnologia studiata in questa sede. Osservando le immagini di figura 1.34 si possono dedurre interessanti considerazioni relative allo stato della superficie esterna del campione dopo il trattamento. In particolare si nota come la stessa non sia soggetta ad un particolare degrado durante il processo se i parametri di lavoro sono ottimali: solo il campione numero 1 mostra un aspetto inaccettabile della superficie, dato dal completo collasso del cordone di saldatura preventivamente realizzato su di essa. All'aumentare dell'energia di processo si nota un progressivo appiattimento del sormonto caratteristico del cordone che non pregiudica però la sua integrità o il suo aspetto. Un ulteriore fattore che deve essere senz'altro tenuto in considerazione è il cambio di colorazione della superficie dovuto al suo riscaldamento: attraverso un'opportuna copertura gassosa della zona interessata al trattamento si sarebbe potuto limitare, e forse eliminare, questo inconveniente. Un'ultima considerazione deve essere fatta in merito all'influenza del tempo di processo, e quindi dell'energia totale, sulla morfologia delle bolle. In figura 1.35 si nota chiaramente, infatti, come, in accordo con quanto evidenziato nella letteratura, a fronte di una struttura cellulare globalmente accettabile, allungando il tempo di processo le bolle tendano a diventare più grandi. Questo risultato è interessante, in quanto delinea la possibilità di agire su questo parametro allo scopo di ottimizzare la struttura schiumata a seconda delle necessità.

### 1.3.3 Simulazione numerica

Come accennato nel paragrafo precedente, i parametri di processo utilizzati nelle prove sperimentali riguardanti il trattamento termico localizzato di schiumatura sono stati valutati, oltre che con prove preliminari, anche tramite simulazione numerica. Utilizzando il software COMSOL Multiphysics si è costruito un modello di riscaldamento mediante sorgente LASER del tubo riempito in schiuma. In particolare si è utilizzata una sorgente termica di

tipo superficiale a distribuzione di potenza Gaussiana, governata dall'equazione 1.9, dove  $P$  è la potenza LASER,  $R_c$  è il coefficiente di riflettività del materiale,  $x_0$  e  $y_0$  sono le coordinate del punto di intersezione dell'asse del fascio con il piano di lavoro e  $w$  è il raggio dello spot utilizzato.

$$P_d(x, y) = P(1 - R_c) \frac{2}{\pi w^2} e^{-\left[ \frac{2(x-x_0)^2}{w^2} + \frac{2(y-y_0)^2}{w^2} \right]} \quad (1.9)$$

In figura 1.36 è mostrato il grafico del profilo spaziale della densità di potenza per uno spot Gaussiano di diametro pari a 5 mm, una riflettività di 0.75 ed una potenza di 1500 W.

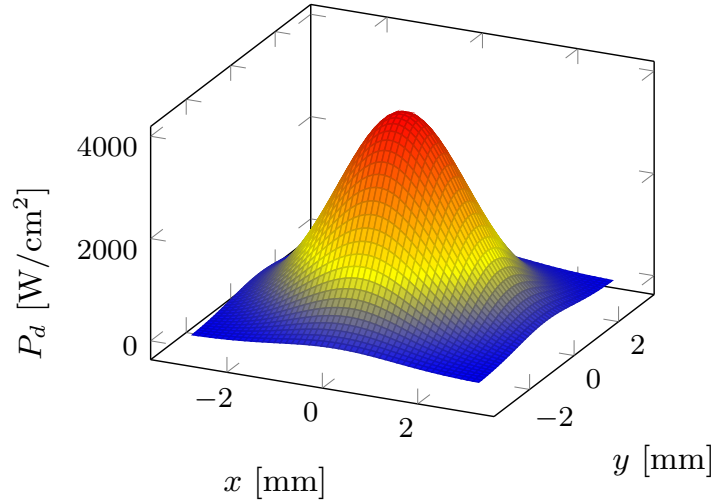


Figura 1.36: Profilo spaziale della densità di potenza per  $R_c = 0.75$ ,  $w = 2.5$  mm e  $P = 1500$  W

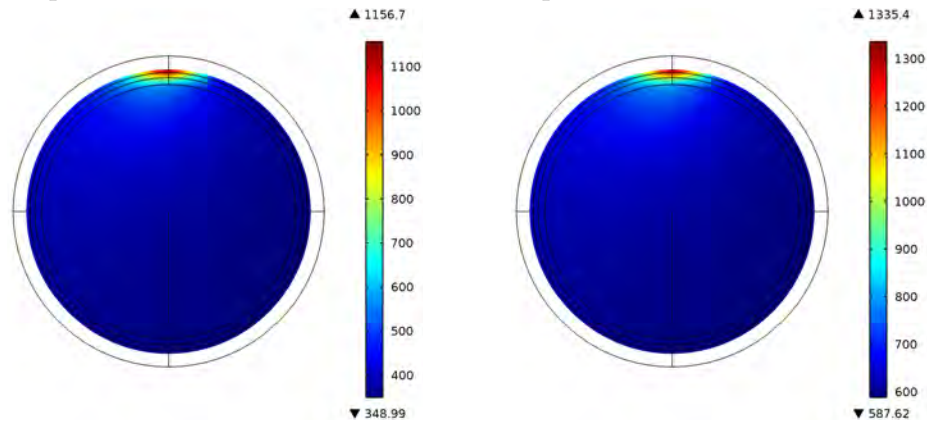
Per quanto riguarda la costruzione del modello si sono adottate le seguenti linee operative:

- Per semplicità di calcolo il moto circolare è stato attribuito alla sorgente ed il tubo è stato mantenuto fisso.
- Si è tenuto conto sia delle perdite per convezione che per irraggiamento verso l'ambiente esterno.
- La riflettività del materiale è stata impostata pari a 0.75.

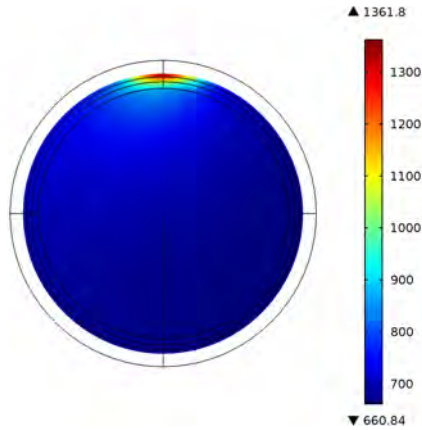
In figura 1.37 sono riportati gli andamenti dei campi termici nella sezione di mezzeria del campione trattato relativamente ai risultati mostrati in figura 1.33 e 1.34 nell'istante in cui cessa l'emissione della radiazione. Si nota chiaramente come le temperature previste siano in buon accordo con quanto rilevato sperimentalmente:

1. Relativamente al provino N° 12 si nota come la massima temperatura raggiunta dal precursore solido sia inferiore a 500 °C: questa condizione non porta all'innescò della schiumatura ed alla fine del processo si nota come il precursore sia rimasto pressoché inalterato.
2. Relativamente al provino N° 6 si nota come la massima temperatura raggiunta dal precursore solido sia di poco inferiore a 700 °C: questa condizione porta all'inizio del processo di schiumatura ma il successivo raffreddamento porta rapidamente al di sotto della temperatura di innescò e la formazione di bolle si arresta dopo un tempo non sufficiente alla generazione di una struttura cellulare accettabile.
3. Relativamente al provino N° 4 si nota come la massima temperatura raggiunta dal precursore solido sia di poco inferiore a 800 °C: questa condizione determina un tempo sufficiente alla corretta formazione della struttura cellulare.
4. Relativamente al provino N° 1 si nota come la massima temperatura raggiunta dal precursore solido sia di poco inferiore a 1300 °C: questa condizione determina un tempo di permanenza del precursore solido alla temperatura di schiumatura eccessivo, portando ad una inaccettabile coalescenza tra le bolle e ad un degrado generalizzato della struttura cellulare anche nella parte di schiuma residente. In questo caso è opportuno notare anche come la temperatura superficiale del tubo sia caratterizzata da picchi che superano la sua temperatura di fusione: questa condizione trova pieno riscontro in quanto mostrato in figura 1.34, dove, relativamente al provino N° 1, si nota un degrado marcato della superficie stessa.

Campione N° 12: No schiumatura      Campione N° 6: Inizio schiumatura



Campione N° 4: Accettabile



Campione N° 1: Non accettabile

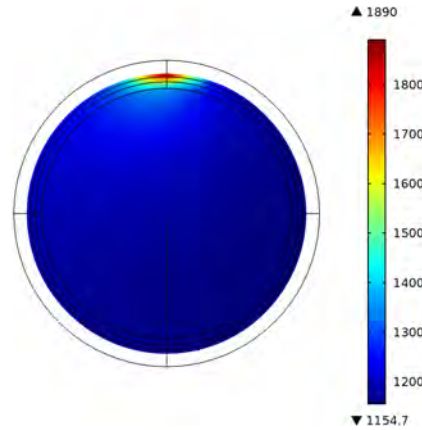


Figura 1.37: Simulazioni termiche relative alle prove di figura 1.33 e 1.34

### 1.3.4 Conclusioni e sviluppi futuri

Alla luce di quanto evidenziato nei paragrafi precedenti si possono trarre le seguenti conclusioni:

- Sfruttando la versatilità delle sorgenti LASER in termini di gestione della potenza e della densità di potenza è possibile effettuare su una singola stazione di lavoro sia operazioni di saldatura per fusione che di riscaldamento locale per favorire la schiumatura di precursori solidi.
- Sfruttando la geometria assialsimmetrica di componenti tubolari riempiti in schiuma è possibile realizzare procedimenti di saldatura degli

stessi in cui si ha la giunzione delle pelli e il ripristino delle struttura cellulare lungo il piano di giunzione.

- La fase di trattamento localizzato di schiumatura è governata essenzialmente da tre parametri: la densità di potenza del fascio, il tempo di interazione tra radiazione e materiale e l'energia totale di processo.
- Attraverso una campagna sperimentale si sono individuate aree di fattibilità relative ai parametri di cui sopra, le quali consentono di individuare condizioni di processo che portino a realizzare strutture cellulari all'interfaccia tra i membri saldati accettabili.

L'attività proposta in questa sede ha avuto come scopo principale quello di stabilire linee guida preliminari per valutare la fattibilità del processo di saldatura in oggetto. In base a queste considerazioni tutta la caratterizzazione dei risultati è stata effettuata in modo empirico, attraverso osservazioni visive e giudizi di massima basati sull'esperienza maturata nello studio dei materiali coinvolti. Naturalmente l'argomento è lontano dall'essere completamente sviscerato e numerosi altri studi debbono essere condotti per ottimizzare il processo e valutare poi con prove di caratterizzazione standardizzate i risultati ottenuti.

## Capitolo 2

# Micro-saldatura di acciai ad elevato tenore di carbonio

### Indice

---

<b>2.1</b>	<b>Generalità e premesse . . . . .</b>	<b>60</b>
<b>2.2</b>	<b>Background scientifico . . . . .</b>	<b>65</b>
<b>2.3</b>	<b>Micro-saldatura LASER di acciaio C70 . . . . .</b>	<b>75</b>
2.3.1	Sperimentazione . . . . .	75
2.3.2	Trattamento termico LASER post-saldatura . . . .	110
2.3.3	Prove di piegatura . . . . .	123
<b>2.4</b>	<b>Saldatura di nastri in acciaio inossidabile . . . .</b>	<b>126</b>
<b>2.5</b>	<b>Conclusioni . . . . .</b>	<b>131</b>

---

## 2.1 Generalità e premesse

Nell'ambito dei processi di saldatura i problemi che hanno suscitato la maggior parte degli studi e delle innovazioni riguardano la possibilità di estendere gli stessi a materiali sempre più diversificati e a scale dimensionali dei componenti da saldare sempre più ampie. In particolare, in merito a questo ultimo punto, moltissimi sforzi sono stati compiuti per poter industrializzare e certificare procedimenti in grado di trattare spessori sub-millimetrici e persino micro-metrici. L'applicazione delle tecnologie ad arco tradizionali, in questo caso, è sempre stata caratterizzata da grandi limitazioni, dovute essenzialmente al fatto che l'energia necessaria al corretto sostentamento dell'arco e alla fusione del materiale d'apporto deve essere comunque di entità sufficientemente elevata. In questa direzione i processi più comunemente applicati in caso di spessori molto piccoli ( $0.5 - 1$  mm tipicamente) sono sempre stati quello TIG e, più marginalmente, quello al plasma, grazie all'intrinseca possibilità da parte di entrambi di lavorare senza materiale d'apporto. Questa prerogativa però non sempre è accettabile, in quanto, mancando l'effetto di riempimento dovuto alla presenza del materiale d'apporto, non consente di trattare efficacemente tutte le situazioni in cui vi siano gap o irregolarità da colmare. Numerosi studi sono stati condotti, quindi, riguardo alla possibilità di estendere ai piccolissimi spessori l'applicabilità dei processi MIG/MAG, i quali, grazie all'ottima automatizzabilità, alla grande diffusione dal punto di vista industriale ed alla presenza del materiale d'apporto, erano i candidati principali a fornire un tassello importante per l'industrializzazione dei processi di giunzione nel campo degli spessori sub-millimetrici. Sotto questo punto di vista la tecnologia che è risultata più efficace è la "Cold Metal Transfer" (CMT<sup>®</sup>) brevettata dall'austriaca Fronius, la quale ha consentito, a partire dalla metà degli anni 2000, di estendere l'utilizzo della classica tecnologia MIG/MAG a filo continuo alla saldatura di spessori fino a  $0.2 - 0.3$  mm. Questo traguardo attualmente costituisce il limite inferiore per quanto riguarda la possibilità di applicare processi ad arco elettrico a componenti in scala sub-millimetrica e, quindi, in tutte le casistiche in cui le dimensioni siano inferiori occorre passare a tecnologie alternative. In questa direzione sono state applicate con successo le brasature, i processi ad ultrasuoni e per diffusio-



ne, ma non senza limitazioni, un quanto, ognuna in misura diversa, queste tecnologie soffrono in particolare quando si richiede la massima flessibilità applicativa, oppure elevate caratteristiche meccaniche del giunto, o ratei produttivi elevati. Nell'ultimo decennio, nell'ambito dei processi di saldatura, si è affermato l'uso del LASER, grazie alla grande flessibilità operativa che questa tecnologia consente in termini di manipolazione e regolazione dei parametri energetici. In particolare, accanto alle ormai affermatissime sorgenti ad emissione continua, negli ultimi anni si sono diffuse macchine LASER ad emissione impulsata le quali hanno trovato come settore di impiego di riferimento proprio quello della saldatura di spessori sub-millimetrici. Queste sorgenti sono caratterizzate dal fatto che la radiazione è emessa come treno di impulsi di lunghezza nell'ordine di  $1 - 50$  ms con energia tale da consentire l'erogazione di una potenza di picco per singolo impulso anche di  $10$  kW, ma con potenze medie ridotte a poche centinaia di W. La prerogativa dei regimi di saldatura impulsati è quella di fornire la densità di potenza necessaria al processo per un lasso temporale molto breve, sufficiente a generare la profondità di penetrazione voluta, mantenendo al contempo la cessione energetica globale sufficientemente bassa da consentire la saldatura di spessori molto contenuti. Questa prerogativa ha un ulteriore vantaggio relativo alla saldatura dei materiali ad elevata conducibilità termica: la cessione energetica ad ogni singolo impulso, essendo confinata in un breve lasso temporale, non consente al calore di diffondere lontano dalla zona di saldatura, dando luogo a cordoni ad elevata penetrazione con zone termicamente alterate molto ridotte. Alla luce di queste prerogative numerosi produttori di sistemi LASER da quasi un decennio forniscono soluzioni più o meno integrate, basate su sorgenti tipicamente Nd:YAG caratterizzate da energie per impulso fino a  $100$  J, potenze medie fino a  $500$  W e durate dell'impulso da  $0.5$  a  $50$  ms e capaci di erogare potenze di picco fino a  $10$  kW. Queste sorgenti, per le loro caratteristiche intrinseche, sono caratterizzate da costi abbastanza elevati e non trovano particolare applicazione al di fuori della saldatura dei piccoli spessori: il loro acquisto, dunque, è giustificato solo da parte di aziende specializzate nel settore, le quali, per tipologia di produzione, caratteristiche di prodotto e mercato di riferimento, possono trarre vantaggio dall'uso di queste attrezzature. L'utilizzo del LASER in ambito di saldatura, sia in scala micro

che macro, ha esteso fortemente i confini caratteristici di questa tecnologia di giunzione, in particolare in termini di materiali saldabili. L'elevata densità di potenza caratteristica, unitamente anche all'ampissimo range di potenze ormai disponibili sul mercato e alla possibilità di giovare dei regimi impulsati, ha aperto l'applicabilità della saldatura LASER (in particolare quella per fusione) a materiali "difficili", per i quali, a causa delle loro caratteristiche fisico-chimiche intrinseche, questa tecnologia di lavorazione era sempre stata preclusa. In particolare la saldatura LASER oggi è applicata con successo a:

- Materiali ad elevata conducibilità termica: alluminio, rame, argento, oro.
- Materiali elettricamente non conduttivi: polimeri, elastomeri, fibre.
- Materiali ibridi, dissimili e compositi.
- Materiali duri: ceramici, vetri.
- Materiali suscettibili di trasformazioni microstrutturali indesiderate durante il processo: acciai ad elevato contenuto di carbonio, titanio, leghe resistenti alle alte temperature.

Alla luce delle premesse di cui sopra l'attività di ricerca in oggetto si è posta l'obiettivo di valutare l'applicabilità della saldatura LASER su spessori sottili di materiali non tipicamente usati in saldatura, quali gli acciai ad elevato contenuto di carbonio. Le caratteristiche di non convenzionalità in questo caso possono essere riassunte come segue:

- La sorgente utilizzata non è ad impulsi "lunghi", come quelle sopra menzionate, ma è ad impulsi "corti", ovvero nell'ordine non dei millisecondi, ma dei nanosecondi. L'idea di utilizzare queste ultime è scaturita considerando che, a fronte sempre di un regime impulsato di erogazione dell'energia di processo, queste ultime sono caratterizzate da potenze di picco del tutto simili a quelle ad impulsi lunghi, ma con potenze medie di un ordine di grandezza inferiore. In più le sorgenti "al nanosecondo" sono caratterizzate da costi di acquisto 10 volte inferiori

rispetto alle concorrenti ad impulsi lunghi e godono di una molto maggiore versatilità applicativa, in quanto possono essere impiegate per marcatura, texturizzazione, micro asportazione, micro taglio e micro foratura. Questo tipo di sorgenti, per le loro caratteristiche intrinseche, tipicamente sono nate e si sono evolute per lavorazioni in cui si debba favorire non tanto la fusione del materiale, come in saldatura, ma la sua vaporizzazione, per realizzare procedimenti di tipo ablativo, ovvero basati sull'asportazione a livello micrometrico del materiale nella zona soggetta all'interazione con il fascio. Queste prerogative hanno sempre precluso l'utilizzo di tali sorgenti in ambito di saldatura, ma con l'avvento delle architetture più moderne, che consentono di variare la durata dell'impulso da qualche ns a qualche centinaio di ns e possono operare a frequenze di ripetizione tra 10 e 1000 kHz, si è aperto il campo per un potenziale loro utilizzo nella saldatura dei piccoli e piccolissimi spessori. Di particolare interesse, sempre riguardo all'utilizzo di questo tipo di sorgenti, rispetto a quelle ad impulsi lunghi, è la possibilità di focalizzare il fascio su spot di dimensioni molto inferiori (qualche decina di  $\mu\text{m}$  invece di qualche centinaio di  $\mu\text{m}$ ), che consentono densità di potenza maggiori, zone termicamente alterate ridotte e possibilità di trattare spessori molto sottili.

- Il materiale saldato è un acciaio C70 caratterizzato da un contenuto nominale di carbonio pari a 0.7%: la comune pratica di saldatura ha sempre annoverato questa famiglia di acciai tra quelli cosiddetti “difficili”, in quanto il ciclo termico piuttosto severo, generato durante la saldatura, causa nella maggior parte dei casi la formazione di strutture di tempra che portano a fragilizzazione del giunto e alla formazione di cricche a freddo. Questi materiali rimangono di grande interesse industriale, in quanto sono caratterizzati da un elevato limite elastico, buona trattabilità termica e resistenza all'usura, pur mantenendo costi non troppo elevati. Nell'ambito della saldatura, però, a causa delle caratteristiche appena citate, questi ultimi devono lasciare il posto ad altri acciai, opportunamente progettati e fabbricati per garantire caratteristiche meccaniche similari pur rimanendo discretamente saldabili, quali ad esempio i dual phase (DP), gli HSLA ed i TRIP, che, a causa del-

la composizione chimica complessa, finemente controllata e bilanciata, sono senz'altro più costosi.

- La cella di lavorazione impiegata ha tutte le caratteristiche tipiche di un sistema per marcatura/micro-asportazione: oltre al tipo di LASER sopra citato, vi è la presenza di un sistema a specchi galvanometrici che governa la movimentazione del fascio. Questa tipologia di attrezzatura è molto diffusa in ambito industriale ed è caratterizzata da costi di acquisto molto contenuti: un eventuale ricondizionamento del suo utilizzo anche in ambito di saldatura porterebbe alla possibilità di immettere sul mercato celle di lavorazione integrate multi-purpose economiche e ad elevata flessibilità.

## 2.2 Background scientifico

Gli acciai ad elevato contenuto di carbonio, come accennato nel paragrafo precedente, sono caratterizzati da una scarsa, se non nulla, saldabilità a causa della forte suscettibilità a formare strutture di tempra [23, 24]: osservando i diagrammi TTT mostrati in figura 2.1 e 2.2 si nota chiaramente come un acciaio C70 sia caratterizzato da un campo di esistenza della martensite in fase di raffreddamento molto più ampio rispetto a quello caratteristico di un C20, per il quale la formazione di martensite rimane un fenomeno molto marginale.

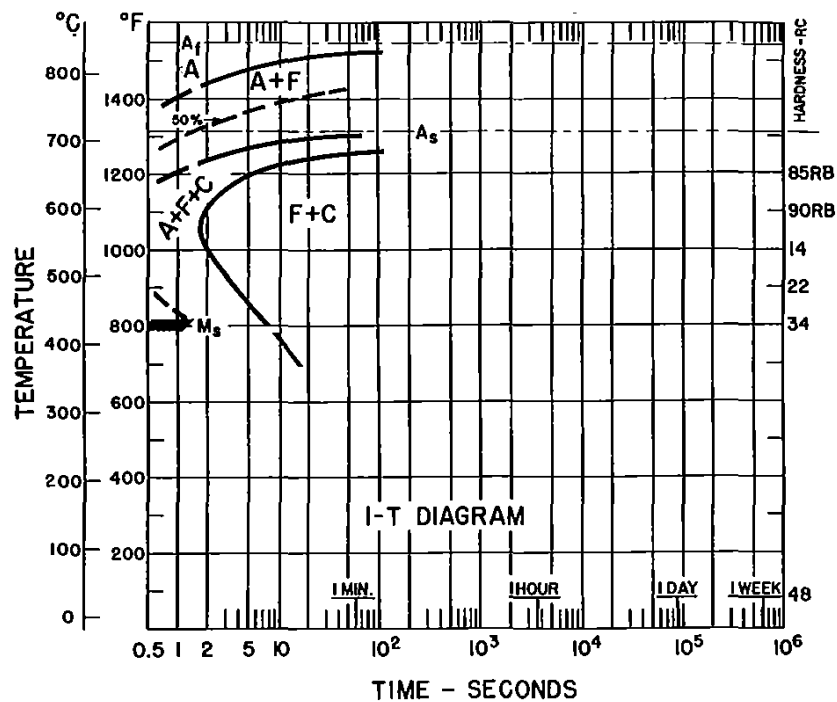


Figura 2.1: Diagramma TTT per acciaio C20 [25]

La saldatura LASER è ormai una pratica consolidata dal punto di vista industriale e già dalla metà degli anni '60, a pochi anni dalla costruzione del primo LASER da parte di Theodore Maiman, molti ricercatori avevano già individuato le grandi potenzialità di questa tecnologia [26, 27, 28, 29, 30, 31], sia sui piccoli che sui grandi spessori e nei più svariati contesti produttivi.

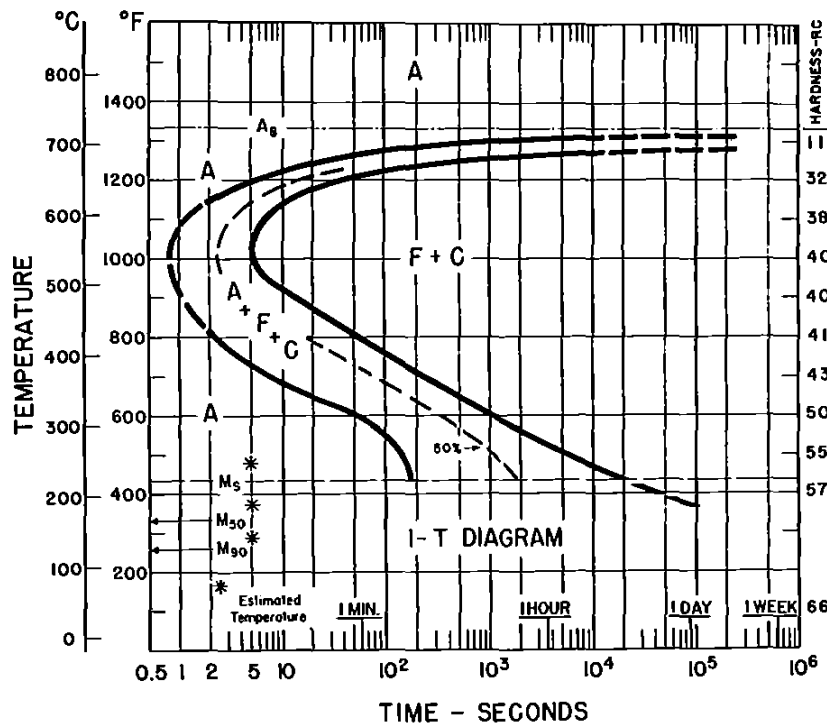


Figura 2.2: Diagramma TTT per acciaio C70 [25]

Dai primi anni '70 alla fine degli anni '80 lo studio sulla saldatura LASER ebbe un impulso straordinario e la validità della tecnologia fu dimostrata in moltissimi ambiti industriali, dalla carpenteria pesante alla micro-elettronica [32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39]. Gli anni '90 furono caratterizzati da una fortissima diversificazione delle tematiche di studio inerenti l'applicazione del LASER in saldatura, in quanto, essendo ormai assodate tutte le caratteristiche di base di questa tecnologia, i ricercatori si focalizzarono sugli aspetti più particolari, quali ad esempio i fenomeni fisici coinvolti, il monitoraggio di processo, la modellazione e gli aspetti microstrutturali dei materiali saldati. Per quanto riguarda la saldatura degli acciai al carbonio, alla fine degli anni '90 numerosi autori avevano pubblicato in merito alla sua fattibilità e gli studi si erano già rivolti verso una caratterizzazione spinta dei giunti realizzati sia su spessori medio-piccoli che elevati. In questa direzione Cam et al. [40], proposero uno studio di saldatura su acciaio al carbonio ed inossidabile, sia in configurazione standard che dissimile, in cui si focalizzarono sulle caratteristiche meccaniche del giunto saldato (figura 2.3 e 2.4).

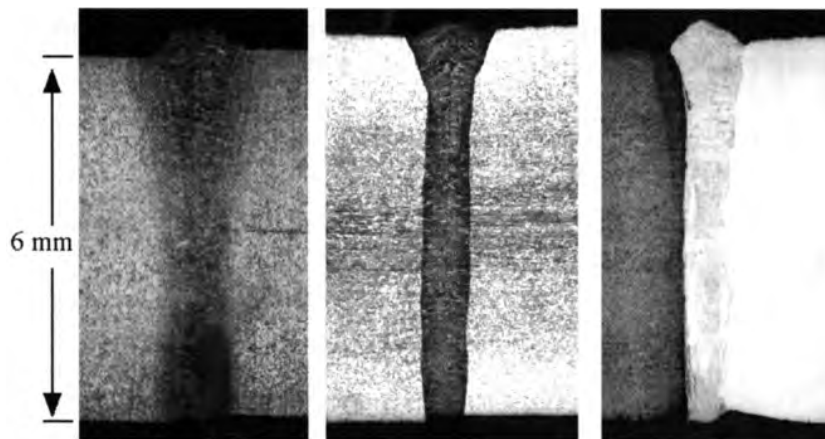


Figura 2.3: Saldatura laser di acciaio al carbonio (sinistra), inossidabile (al centro) e dissimile (destra) [40]

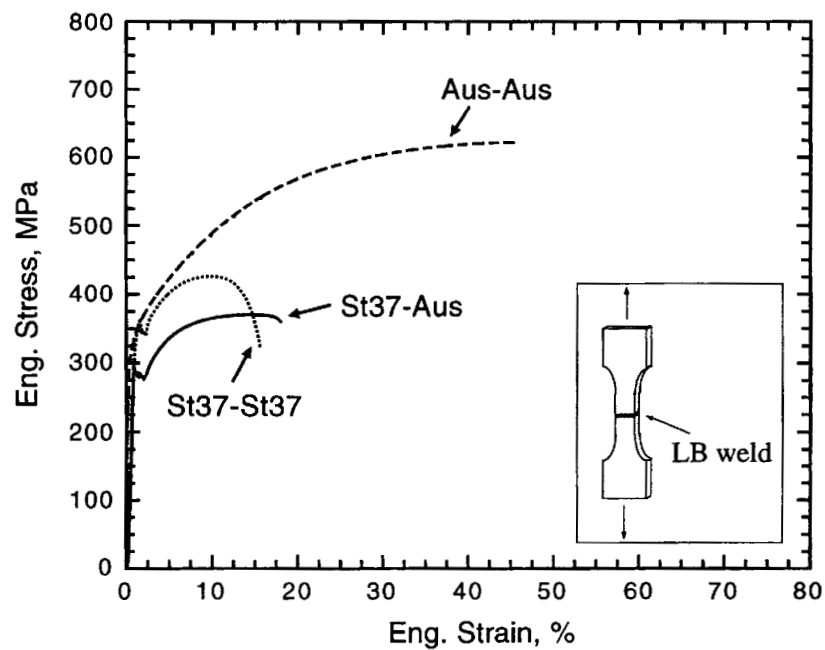


Figura 2.4: Resistenza meccanica di giunti saldati [40]

L'elevata potenza specifica ed il basso apporto termico caratteristici dei processi LASER, soprattutto se confrontati con quelli tipici dei procedimenti ad arco, da una parte favoriscono molti aspetti positivi, quali le zone termicamente alterate di estensione ridotta, la forte penetrazione, le distorsioni

termiche contenute, dall'altra inducono cicli termici nel materiale piuttosto severi e quindi la saldatura LASER di materiali suscettibili alla formazione di strutture di tempra può diventare difficoltosa, come mostrato da Yoo et al. [41]. Spostando l'attenzione sulla saldatura di spessori sottili, gli studi effettuati nella prima metà degli anni 2000 hanno decretato l'indubbia validità del LASER anche in questo ambito [42, 43, 44, 45]: dal settore dei MEMS a quello bio-medicale, della meccanica di precisione all'oreficeria, numerosissime applicazioni sono state studiate e messe a punto, alla luce di una loro applicazione nella moderna produzione industriale (figura 2.5, 2.6 e 2.7).

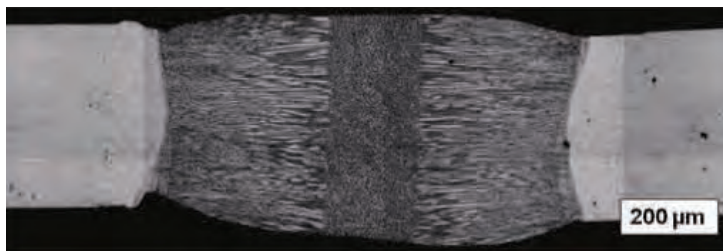


Figura 2.5: Saldatura LASER di fili in AISI316LVM ad uso biomedicale [44]

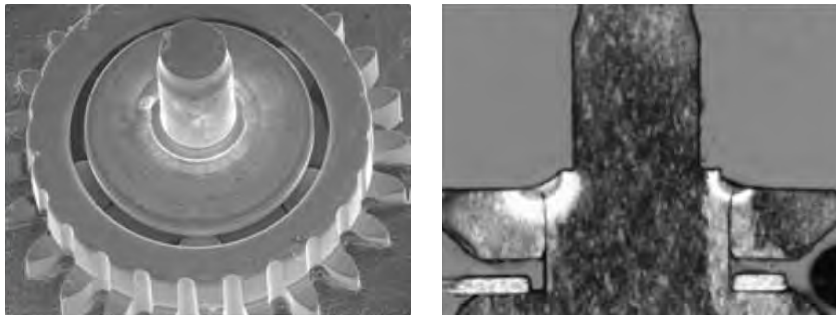


Figura 2.6: Saldatura LASER di ingranaggi per orologeria [45]

Il settore relativo alle saldature su scala sub-millimetrica ha aperto il campo, come accennato nel paragrafo precedente, all'utilizzo delle sorgenti impulsive a bassa potenza media: grazie alla possibilità di agire anche sulla durata e sull'energia dell'impulso e sulla frequenza di ripetizione, queste sorgenti consentono di controllare in maniera estremamente accurata la cessione energetica durante il processo, estendendo la sua applicabilità oltre i confini tracciati dalle sorgenti ad emissione continua.



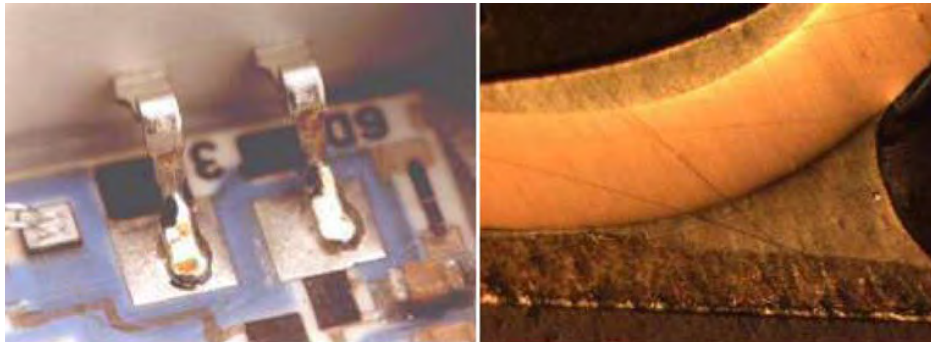


Figura 2.7: Brasatura LASER di componentistica elettronica [45]

In particolare i primi studi sulla possibilità di applicare LASER impulsati alla saldatura degli spessori sottili risalgono alla metà degli anni '90, quando Olsen et al. [46] presentarono buoni risultati sulla saldatura con sorgente Nd:YAG ad impulsi dell'ordine del millisecondo di acciaio inossidabile AISI316, dimostrando l'importanza del controllo sulla cessione energetica dato dal regime pulsato quando gli spessori da saldare sono inferiori a 1 mm. Glasmacher et al. [47], utilizzando sorgenti simili, dimostrarono la possibilità di estendere questa tecnologia anche all'industria elettronica saldando lamierini in lega Fe-Ni e Cu-Ni di  $100\ \mu\text{m}$  di spessore. La prima metà degli anni 2000 è stata senz'altro la più proficua nello studio delle tecnologie in oggetto. Schmidt et al. [48], sempre utilizzando sorgenti Nd:YAG al millisecondo, si focalizzarono sulla saldatura di micro-filamenti di acciaio inossidabile di  $50\ \mu\text{m}$  di diametro e di lamierini di lega Fe-Ni di  $100\ \mu\text{m}$  di spessore. Szymanski et al. [49] studiarono l'effetto della modulazione dell'impulso nella saldatura di spessori dell'ordine del millimetro, in particolare sulla regolarizzazione del processo. Klages et al. [50] proposero una tecnica particolare denominata SHADOW<sup>®</sup>: il cordone di saldatura viene realizzato attraverso un singolo impulso (20 ms) “spalmato” sulla linea di giunzione impostando una velocità di saldatura molto elevata. Semak et al. [51], attraverso un approccio misto sperimentale e simulativo, dimostrarono che per avere elevate penetrazioni e regimi di saldatura per keyhole è opportuno utilizzare sorgenti ad impulsi corti. Chmelickova et al. [52] studiarono la saldatura di particolari in alluminio, acciaio e acciaio inossidabile di spessore 0.5 mm con LASER Nd:YAG impulsato.

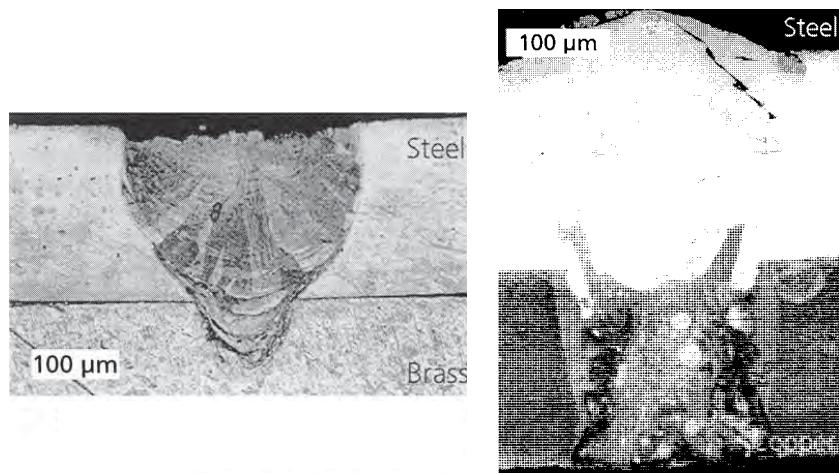


Figura 2.8: Saldatura SHADOW® di materiali dissimili [50]

Mys et al. [53] si focalizzarono sulla saldatura dissimile di particolari in rame e alluminio con LASER al millisecondo su spessori dell'ordine del millimetro. Kawahito et al. [54] studiarono la possibilità di saldare lamiere sottili in lega di titanio valutando in particolare il ruolo dei controlli adattativi durante il processo per limitare l'effetto negativo delle variabilità del gap tra il lembi di saldatura (figura 2.9 e 2.10).

	Adaptive control		Conventional rectangular pulse	
	60 μm	106 μm	0 μm	106 μm
Gap				
Weld fusion zone				
Cross section				

Figura 2.9: Micro saldatura di leghe di titanio [54]

Okamoto et al. [55] effettuarono esperimenti di saldatura di fogli in acciaio inossidabile di 25 μm di spessore con due diverse sorgenti: una Nd:YAG impulsata ed una in fibra singolo modo ad emissione continua. I risultati hanno

posto in evidenza come lo spot molto piccolo caratteristico delle sorgenti ad elevata brillantezza consenta di ottenere risultati anche migliori rispetto ad una sorgente impulsata ma con qualità del fascio inferiore (figura 2.11 e 2.12). In questo articolo viene utilizzata per la movimentazione del fascio una testa a specchi galvanometrici, ponendo in evidenza come la stessa possa essere proficuamente applicata in questo tipo di processi.





	Adaptive control	Conventional rectangular pulse
Minimum bead width	0.6 mm	0.4 mm
Maximum underfilling	0.16 mm	0.32 mm
Surface appearance		
Cross section		

Figura 2.10: Micro saldatura di leghe di titanio [54]

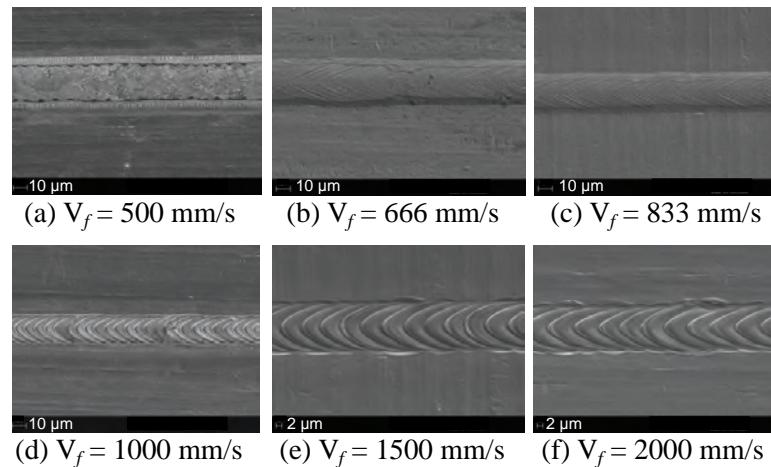


Figura 2.11: Micro saldatura di acciaio inossidabile [55]

P'ng et al. [56] per primi proposero uno studio in cui veniva utilizzata una sorgente al nanosecondo per la saldatura di fogli di acciaio inossidabile di

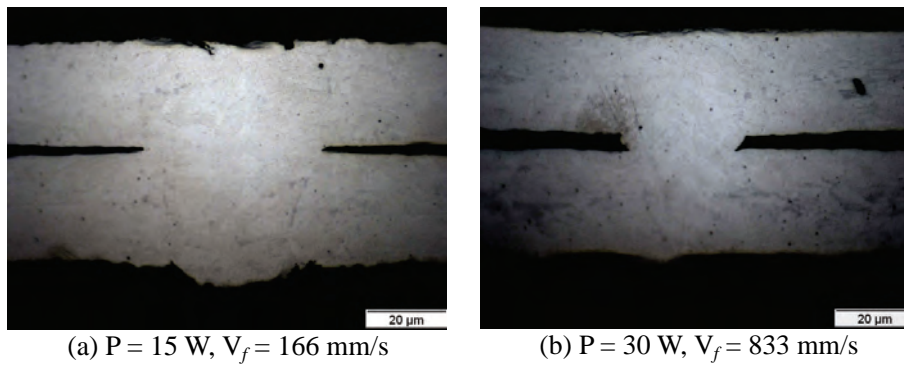


Figura 2.12: Micro saldatura di acciaio inossidabile [55]

$60 \mu\text{m}$  di spessore. L'articolo pone in evidenza i benefici nell'utilizzo di sorgenti a bassa potenza media ed elevata potenza di picco nella realizzazione di cordoni di saldatura su spessori micrometrici. Schmitt et al. [57], focalizzandosi sui sistemi di trasporto e manipolazione del fascio, posero in evidenza l'importanza di integrare teste di scansione ad alta dinamica per ottenere un accurato posizionamento del fascio.

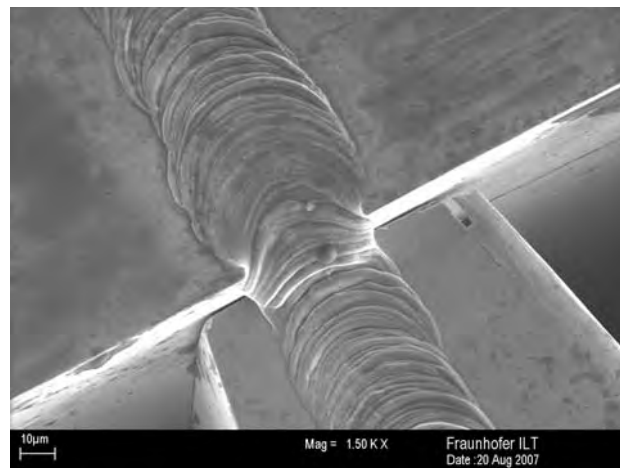


Figura 2.13: Micro saldatura di fibre ottiche [57]

Rhode et al. [58], utilizzando una sorgente Nd:YAG al millisecondo, studiarono l'effetto della forma dell'impulso nella saldatura dell'alluminio, ponendo in evidenza come, componendo opportunamente la parte di riscaldamento,

saldatura e raffreddamento caratteristiche dell'impulso, si possa gestire la forma e l'aspetto del cordone di saldatura (figura 2.14).

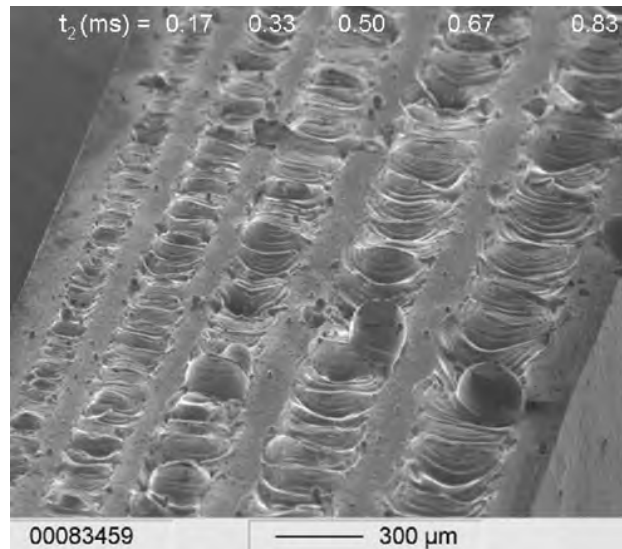


Figura 2.14: Micro saldatura di leghe di alluminio [58]

Ventrella et al. [59] studiarono l'influenza dell'energia per impulso nella saldatura di fogli di acciaio inossidabile di  $100 \mu\text{m}$  di spessore, ponendo in evidenza come le migliori caratteristiche del giunto siano ottenute quando l'energia è tale da non determinare concavità sulla superficie del giunto ed eccessiva sovra-penetrazione (figura 2.15).

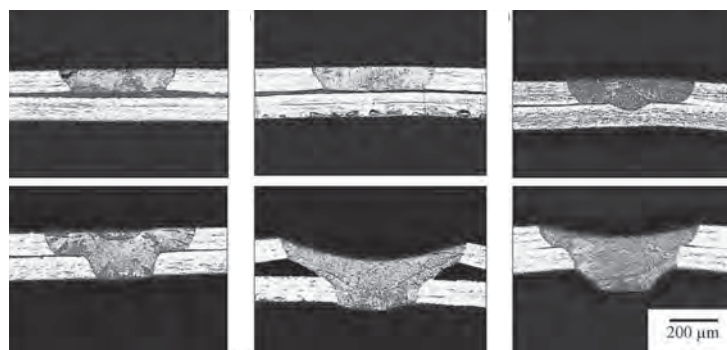


Figura 2.15: Micro saldatura di acciaio inossidabile [59]

Dalla bibliografia sopra citata emerge come il tema della micro-saldatura, in particolare mediante l'impiego di sorgenti LASER ad impulsi lunghi, sia piuttosto maturo, per lo meno relativamente ai materiali più comuni. I risultati analizzati, tuttavia, suggeriscono alcune considerazioni, che hanno caratterizzato lo studio riportato in questa sede:

- A fronte di una indubbia validità delle sorgenti Nd:YAG ad impulsi lunghi, vari autori suggeriscono come risultati di assoluto interesse possano essere ottenuti utilizzando sorgenti ad alta brillantezza e/o ad impulsi corti.
- A fronte di molti risultati ottenuti su materiali classicamente impiegati nella saldatura, la letteratura è abbastanza carente nei confronti di quelli definibili come “difficili”.

Alla luce di queste considerazioni l'attività di ricerca qui descritta concerne la micro-saldatura di acciaio ad elevato contenuto di carbonio utilizzando una sorgente LASER ad alta brillantezza e ad impulsi corti.

## 2.3 Micro-saldatura LASER di acciaio C70

### 2.3.1 Sperimentazione

#### 2.3.1.1 Attrezzature e parametri di processo

L'attrezzatura utilizzata in questa sede è costituita da una cella per micro-lavorazioni LASER, mostrata in figura 2.16 equipaggiata come segue:

- Sorgente LASER IPG YLPM-1-4x200-20-20.
- Testa a scansione galvanometrica a due assi Raylase SuperScan II-10 con lente di focalizzazione F-Theta a lunghezza focale  $f_f = 100$  mm.
- Sistema di movimentazione lineare Aerotech PRO115 a tre assi con corse di lavoro pari a 200 mm.

Naturalmente il cuore del sistema è costituito dalla sorgente LASER, la quale, per le sue caratteristiche intrinseche, è classicamente utilizzata per processi di marcatura e micro-asportazione, piuttosto che di saldatura. Per quanto riguarda il sistema di trasporto del fascio la sorgente è provvista di una fibra ottica che termina con un collimatore innestato direttamente sulla testa a scansione galvanometrica. Il diametro di focalizzazione teorico  $D_0$  può essere calcolato attraverso la formula 2.1.

Tecnologia	Q-switched Yb:Fiber
Lunghezza d'onda $\lambda$ [nm]	1064
Massima potenza media $P$ [W]	20
Durata dell'impulso $P_d$ [ns]	4, 8, 14, 20, 30, 50, 100, 200
Frequenza di ripetizione $P_{rr}$ [kHz]	20 - 1000
Massima potenza di picco $P_p$ [kW/impulso]	12.5
Massima energia per impulso $P_e$ [mJ]	1
Qualità del fascio ( $M^2$ )	1.5 – 2
Diametro del fascio non focalizzato $D_{nf}$ [mm]	6 – 9

Tabella 2.1: Caratteristiche nominali della sorgente LASER



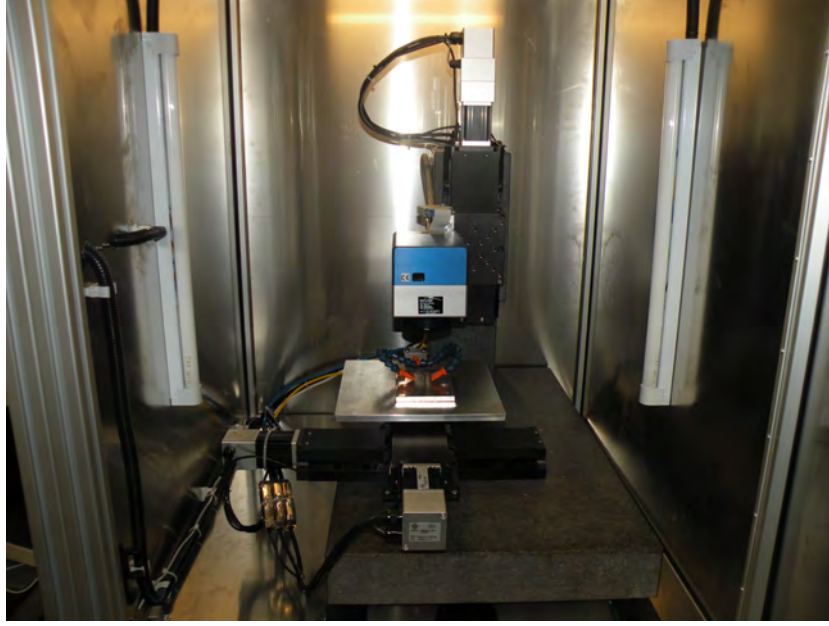


Figura 2.16: Cella per micro-lavorazioni impiegata

$$D_0 = 4 \frac{M^2 f \lambda}{\pi d} \quad (2.1)$$

Considerando i valori di  $M^2$  e  $D_{nf}$  riportati in tabella 2.1, il diametro  $D_0$  del fascio focalizzato può assumere i valori seguenti:

- Diametro minimo (per  $M^2 = 1.5$  e  $D_{nf} = 9 \text{ mm}$ ):  $D_{0,min} = 22.6 \mu\text{m}$ .
- Diametro massimo (per  $M^2 = 2$  e  $D_{nf} = 6 \text{ mm}$ ):  $D_{0,max} = 45.2 \mu\text{m}$ .

Conoscendo il diametro del fascio focalizzato si può facilmente calcolare la densità di potenza media della radiazione e quella di picco relativa al singolo impulso:

- Densità di potenza media minima:  
 $P_{dens,m}(min) = 4P/(\pi D_{0,max}^2) = 1.25 \text{ MW/cm}^2$ .
- Densità di potenza media massima:  
 $P_{dens,m}(max) = 4P/(\pi D_{0,min}^2) = 5 \text{ MW/cm}^2$ .
- Densità di potenza di picco minima:  
 $P_{dens,p}(min) = 4P_p/(\pi D_{0,max}^2) = 0.78 \text{ GW/cm}^2$ .



- Densità di potenza di picco massima:

$$P_{dens,p}(max) = 4P_p/(\pi D_{0,min}^2) = 3.12 \text{ GW/cm}^2.$$

I dati sopra riportati sottolineano due aspetti molto importanti:

1. Un fascio ad alta qualità, potendo essere focalizzato su spot molto piccoli, garantisce densità di potenza media estremamente elevate a fronte di una potenza media contenuta. In questo specifico caso  $P_{dens}$  è del tutto simile a quella calcolata per il sistema da 1000 W utilizzato nelle sperimentazioni condotte sui pannelli AFS, di cui al paragrafo 1.2.2.1.
2. L'emissione di tipo impulsato, in particolare in caso di impulsi corti, consente potenze di picco molto elevate, che generano facilmente densità di potenza di picco dell'ordine dei  $\text{GW/cm}^2$ . Questa prerogativa giustifica l'uso di tali sorgenti per le lavorazioni di tipo ablativo, in cui è richiesta non solo la liquefazione, ma la vaporizzazione del materiale per facilitarne la rimozione.

Al fine di calcolare correttamente i parametri di processo oggetto della sperimentazione si è proceduto a caratterizzare la sorgente, in particolare in merito ai gradi di libertà possibili nella regolazione delle varie grandezze relative alla radiazione ed agli impulsi. Come mostrato in tabella 2.1 i parametri caratterizzanti il funzionamento di questo tipo di sorgenti sono essenzialmente cinque:

1. Potenza media  $P$ .
2. Potenza di picco  $P_p$ .
3. Energia per impulso  $P_e$ .
4. Durata dell'impulso  $P_d$ .
5. Frequenza di ripetizione  $P_{rr}$ .

Tutte queste grandezze non sono indipendenti tra loro, ma devono sottostare, per come è costruita la sorgente stessa, alle relazioni espresse in equazione 2.2 e 2.3.

$$P = P_{rr}P_e \tag{2.2}$$

$$P_e = P_d P_p \quad (2.3)$$

Alla luce di ciò si comprende chiaramente come non sia possibile ottenere qualunque condizione di lavoro, in quanto tre dei cinque parametri possono essere variati a piacimento, mentre gli altri due assumono automaticamente valori precisi secondo le formule appena citate. In particolare la sorgente LASER utilizzata in questa sede consente di impostare indipendentemente  $P$ ,  $P_{rr}$  e  $P_d$ , mentre  $P_e$  e  $P_p$  sono assegnati di conseguenza. Alla luce di queste considerazioni sono stati disegnati otto nomogrammi (figura 2.17-2.24) grazie ai quali, fissata la durata dell'impulso  $P_d$ , si possono calcolare la potenza media e la frequenza di ripetizione da impostare per ottenere una data coppia di parametri energetici ( $P_e; P_p$ ). La precisa definizione e conoscenza di tutti i parametri di processo, infatti, è di fondamentale importanza per lo studio in questione, in quanto, contrariamente a quanto succede nella saldatura con LASER ad emissione continua, in caso di radiazioni impulsive la potenza media non è l'unico parametro energetico da tenere in considerazione. Per comprendere più a fondo il funzionamento delle sorgenti LASER impulsive e come i vari parametri di lavoro siano connessi tra loro, occorre tenere presente alcune prerogative fondamentali, che derivano direttamente dalle soluzioni costruttive adottate e dall'architettura del risonatore. In particolare, relativamente alla sorgente IPG YLPM-1-4x200-20-20, valgono i seguenti vincoli:

- La potenza di picco non deve superare il valore di 12.5 kW. Questa limitazione essenzialmente è data dalle caratteristiche intrinseche della fibra di trasporto, la quale, al di sopra di questa soglia, rischierebbe il danneggiamento. Da tale parametro dipendono direttamente, attraverso le formule 2.2 e 2.3, tutte le grandezze seguenti.
- La potenza media non può superare il valore di 20 W.
- L'energia per impulso non può superare il valore di 1 mJ.
- La frequenza di ripetizione deve stare in un intervallo ben preciso, in funzione della durata dell'impulso, come mostrato in tabella 2.2.
- La durata dell'impulso può assumere solo gli otto valori discreti menzionati in tabella 2.2.

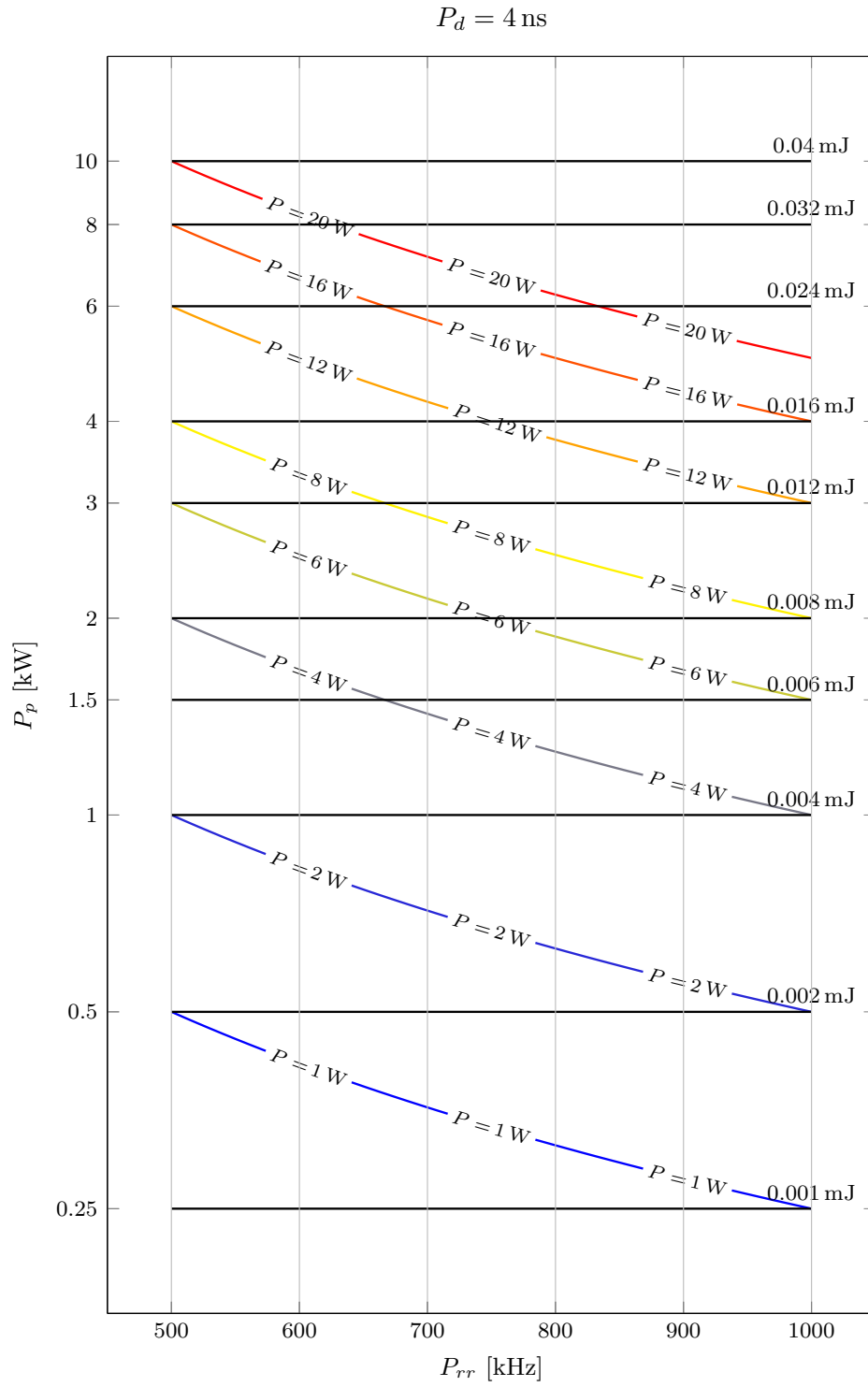


Figura 2.17: Nomogramma per  $P_d = 4 \text{ ns}$

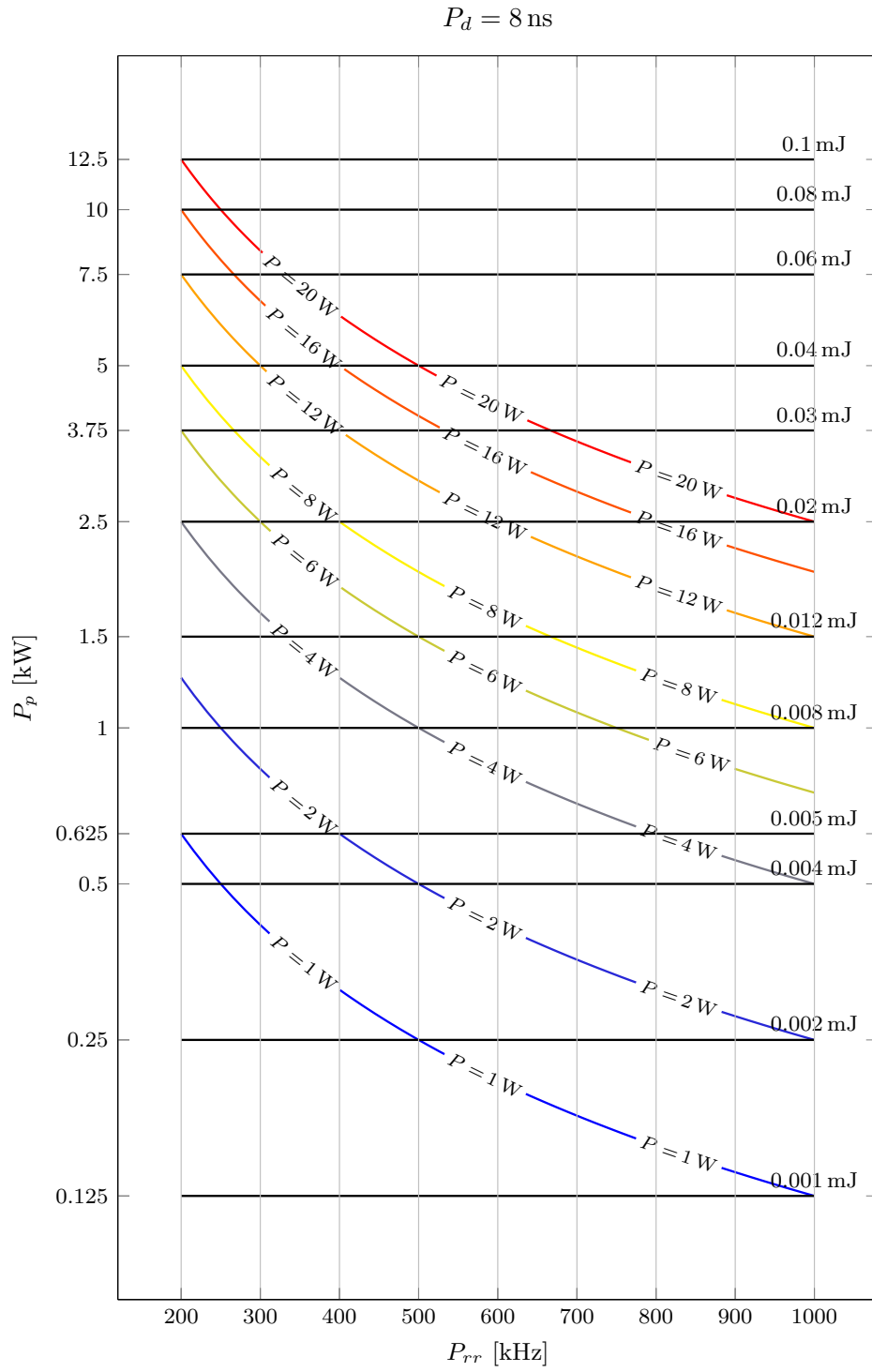


Figura 2.18: Nomogramma per  $P_d = 8 \text{ ns}$

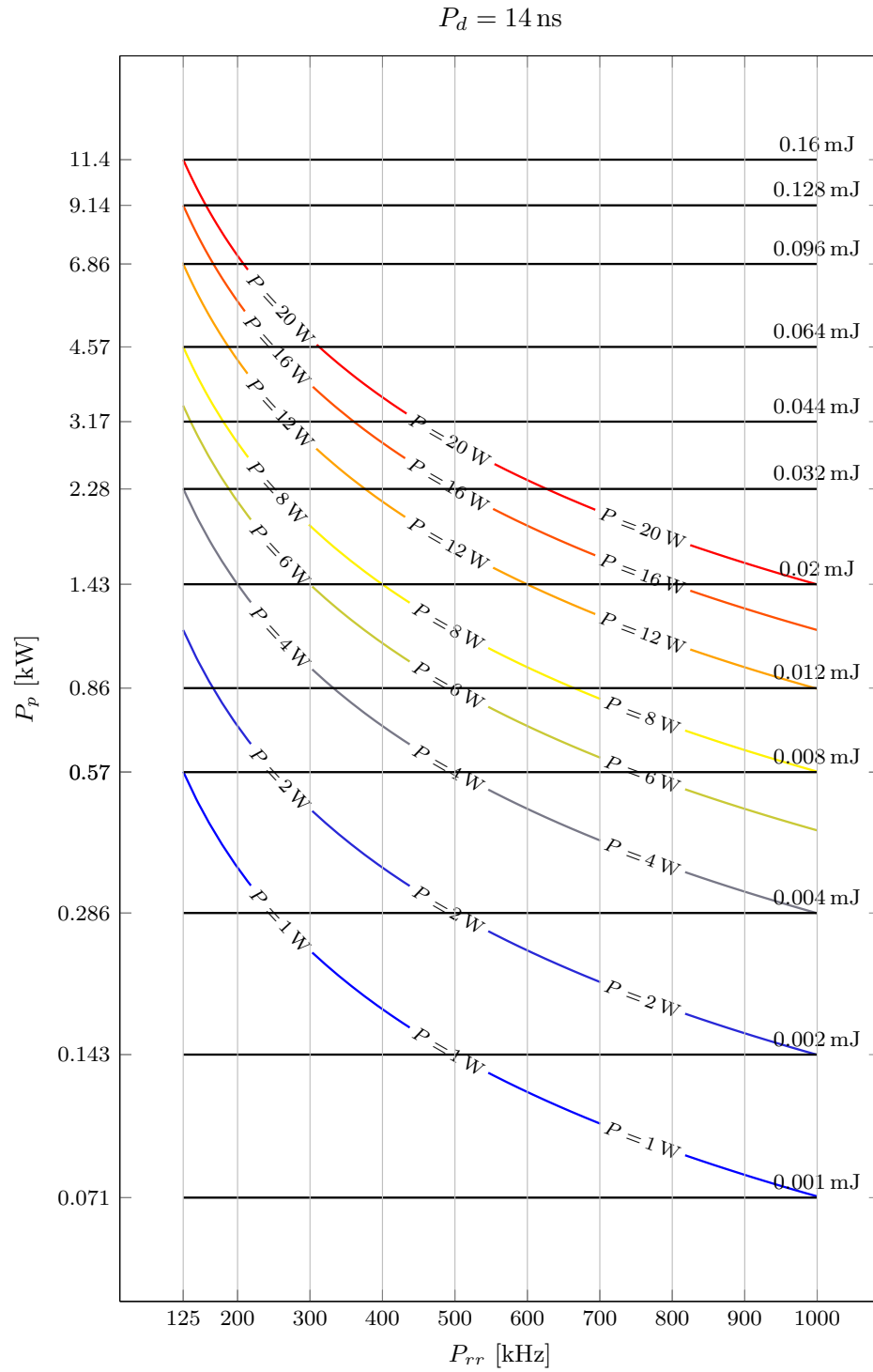


Figura 2.19: Nomogramma per  $P_d = 14 \text{ ns}$

$$P_d = 20 \text{ ns}$$

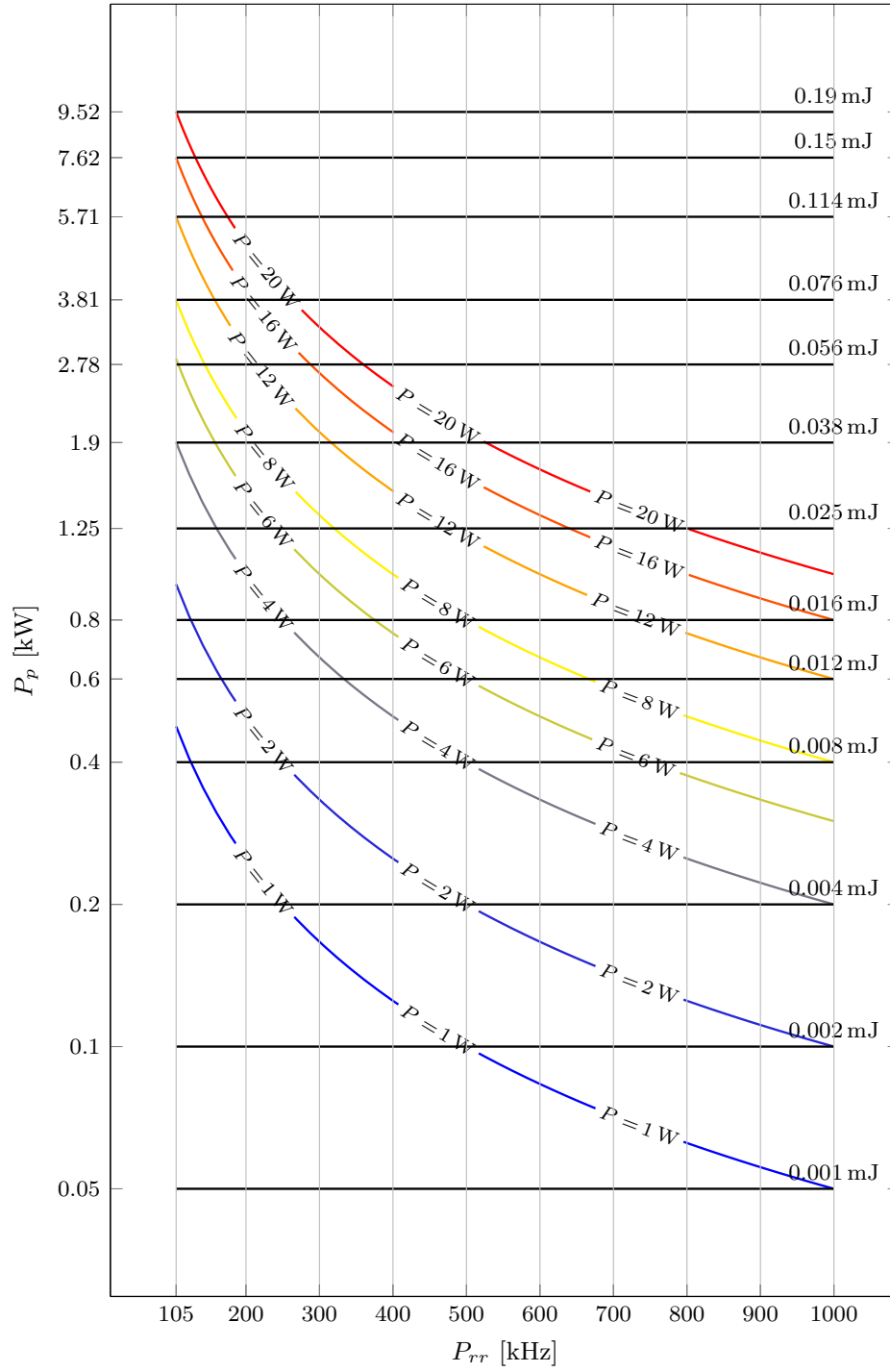


Figura 2.20: Nomogramma per  $P_d = 20 \text{ ns}$

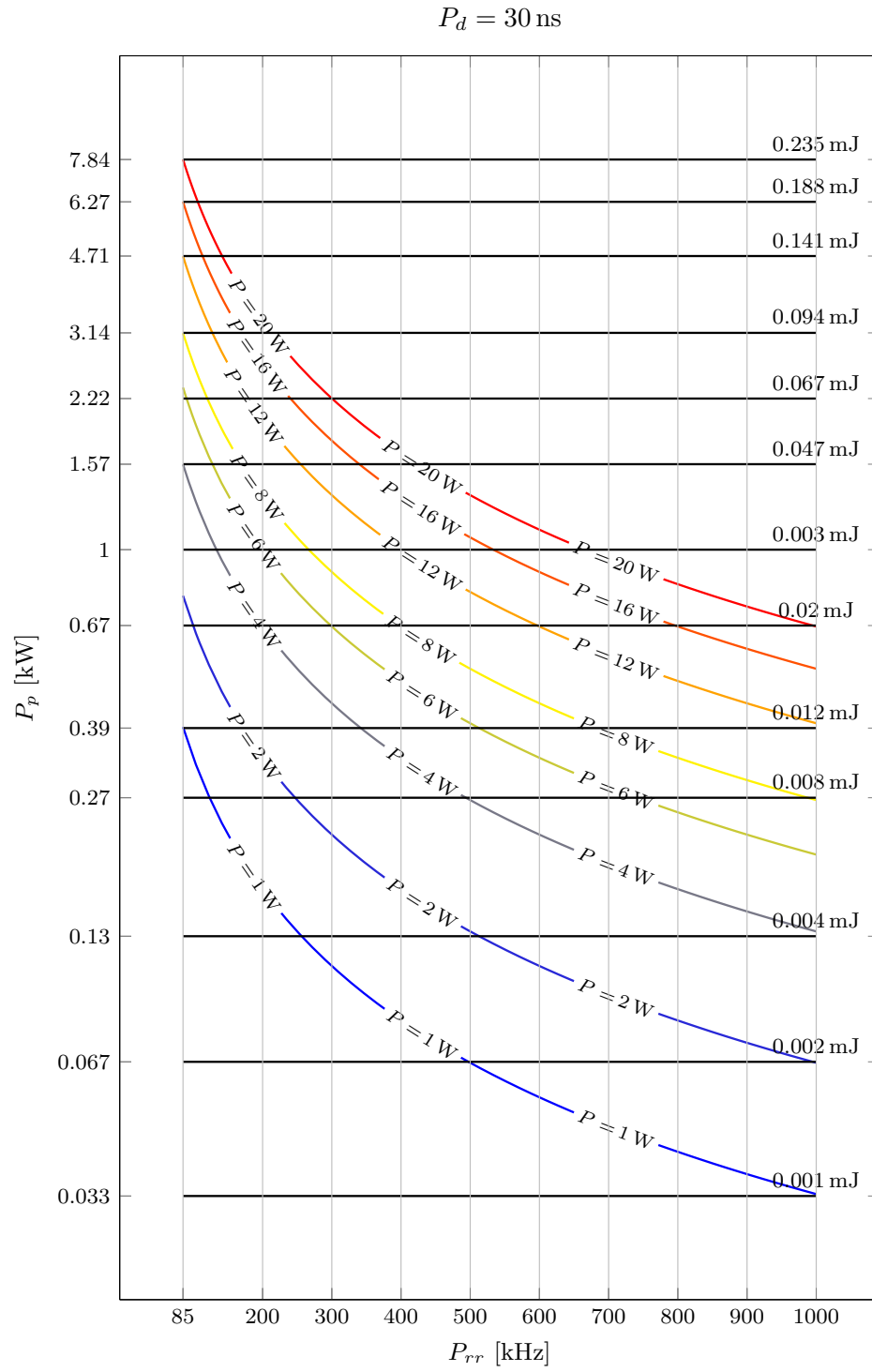


Figura 2.21: Nomogramma per  $P_d = 30 \text{ ns}$

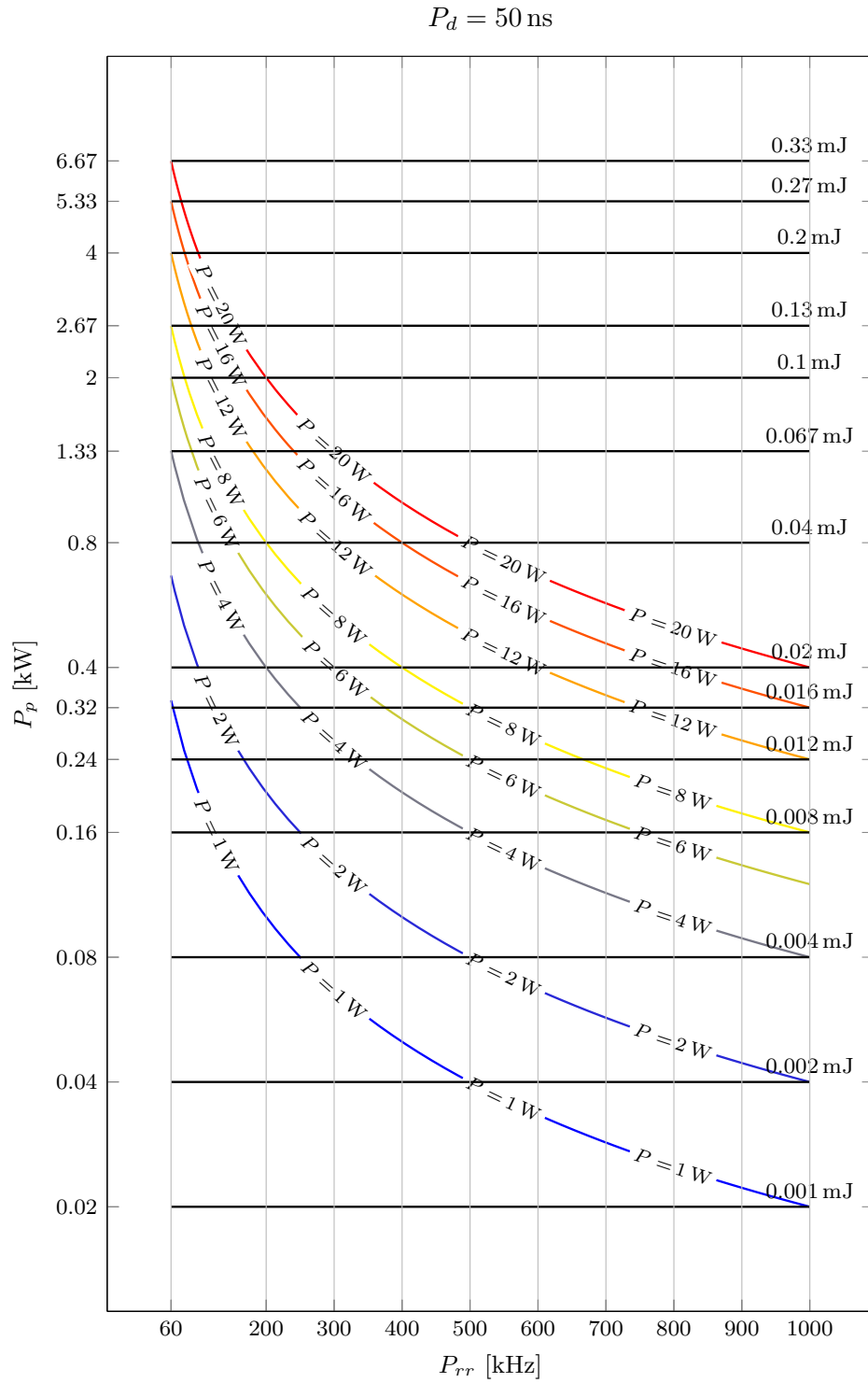


Figura 2.22: Nomogramma per  $P_d = 50 \text{ ns}$



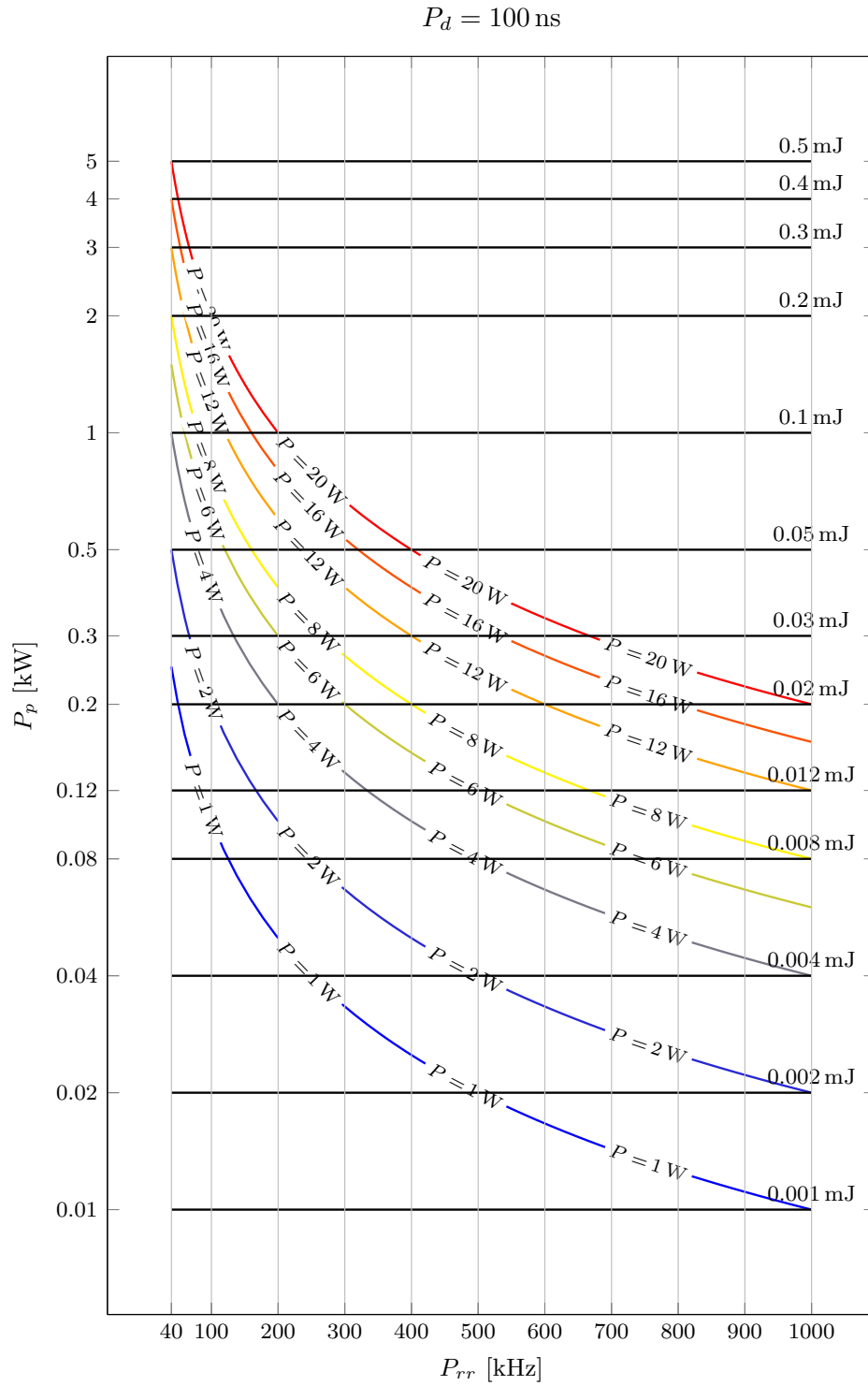


Figura 2.23: Nomogramma per  $P_d = 100 \text{ ns}$

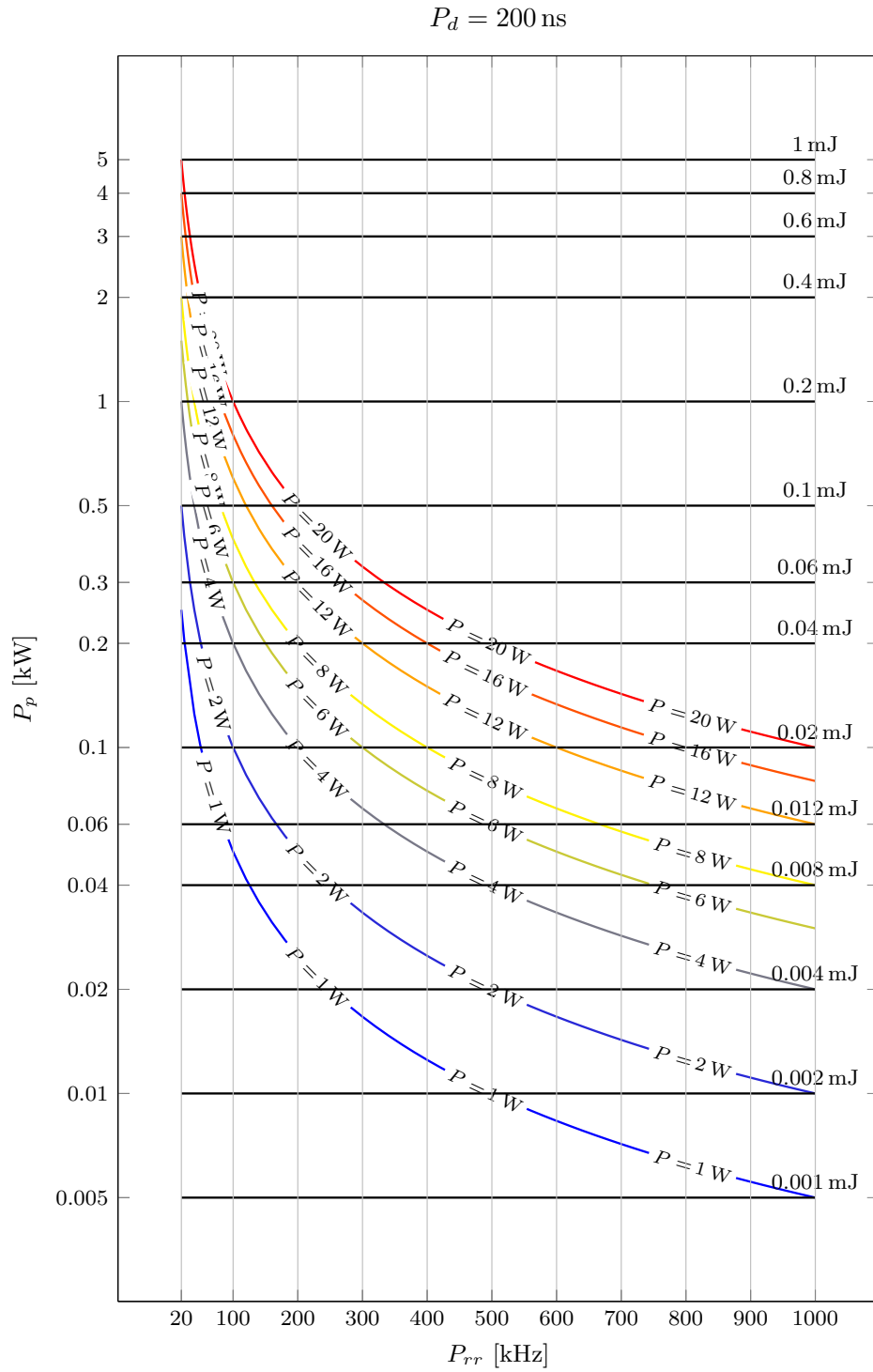


Figura 2.24: Nomogramma per  $P_d = 200 \text{ ns}$

$P_d$ [ns]	$P_{rr}$ [kHz]
4	500 – 1000
8	200 – 1000
14	125 – 1000
20	105 – 1000
30	85 – 1000
50	60 – 1000
100	40 – 1000
200	20 – 1000

Tabella 2.2: Intervalli di variazione della frequenza di ripetizione in funzione della durata dell'impulso

Alla luce di queste considerazioni i parametri variabili relativi alle prove sperimentali sono stati scelti come mostrato in tabella 2.3, mentre sono stati mantenuti fissi la potenza media, pari a 20 W, la copertura gassosa, realizzata mediante argon ad una portata di 15 l/min e la posizione del piano focale sulla superficie superiore del pezzo.

Velocità di saldatura $v$ [mm/s]	50, 100, 200
Durata dell'impulso $P_d$ [ns]	4, 8, 14, 20, 30, 50, 100, 200
Potenza di picco $P_p$ [kW]	0.8, 1, 1.5, 2, 3.5, 5, 10
Frequenza di ripetizione $P_{rr}$ [kHz]	Calcolata tramite 2.2 e 2.3

Tabella 2.3: Parametri sperimentali

Per quanto riguarda il materiale si è scelto di usare lamierini in acciaio C70 bonificato con una durezza di base pari a 515 HV e di dimensioni di  $70 \times 19 \times 1.3$  mm, sui quali i cordoni di saldatura sono stati realizzati in modalità “bead on plate” per evitare qualunque influenza dell'accostamento dei lembi sulla morfologia della zona fusa e sui parametri geometrici del cordone stesso. I vari campioni sono stati sezionati trasversalmente, inglobati, lappati ed attaccati chimicamente mediante reagente Nital al 2% e per ognuno è stata misurata la larghezza  $L$  e la profondità di penetrazione  $P_{pen}$ , secondo le indicazioni mostrate in figura 1.17.

### 2.3.1.2 Risultati

Il primo set di prove sperimentali è stato realizzato utilizzando una velocità di saldatura  $v$  pari a 50 mm/s. In particolare si è tenuto come parametro di riferimento la potenza di picco, secondo i sette valori menzionati in tabella 2.3, per ognuno dei quali è stato fatto un set di prove sfruttando tutte le durate dell'impulso possibili ed impostando la frequenza di ripetizione di conseguenza. I risultati, in termini di larghezza  $L$  e di profondità di penetrazione  $P_{pen}$ , sono mostrati in tabella 2.4-2.10, dove sono riportati anche il fattore di forma  $A_r$ , calcolato mediante la formula 2.4, il numero di impulsi per unità di lunghezza del cordone  $P_l$ , calcolato mediante la formula 2.5 e l'apporto termico specifico, calcolato mediante la formula 2.6.

$$A_r = \frac{L}{P_{pen}} \quad (2.4)$$

$$P_l = \frac{P_{rr}}{v} \quad (2.5)$$

$$E_s = P_l P_e = \frac{P}{v} \quad (2.6)$$

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu$ m]	[ $\mu$ m]		[1/mm]	[mJ/mm]
4	500	0.04	100	89	1.12	10000	$\approx 400$
8	250	0.08	109	80	1.36	5000	
14	143	0.14	106	76	1.39	2860	
20	105	0.19	91	89	1.03	2100	
30-200				$P > 20\text{ W}$			

Tabella 2.4: Risultati sperimentali:  $P_p = 10 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4	1000	0.02	107	67	1.61	20000	
8	500	0.04	112	95	1.18	10000	
14	286	0.07	110	111	0.99	5720	
20	200	0.10	128	116	1.11	4000	
30	133	0.15	107	120	0.90	2660	$\approx 400$
50	80	0.25	97	120	0.81	2000	
100	40	0.50	92	102	0.90	800	
200	20	1.00	95	83	1.14	400	

Tabella 2.5: Risultsti sperimentali:  $P_p = 5 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

Un aspetto molto importante, desumibile dalle tabelle sopra menzionate, riguarda l'apporto termico specifico  $E_s$ : essendo tutte le prove fatte alla stessa velocità di saldatura ed alla stessa potenza media, il valore di questo parametro è costante. Questa condizione, come sarà specificato meglio nella discussione dei risultati, è peculiare della saldatura LASER in regime impulsato e dimostra come la potenza e la velocità di saldatura, in queste tecnologie di giunzione, non siano gli unici parametri a governare il processo.

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4	$P_{rr} > 1000 \text{ kHz}$						
8	700	0.028	107	64	1.67	14000	
14	400	0.049	117	108	1.08	8000	
20	290	0.070	117	116	1.01	5800	
30	190	0.105	118	123	0.96	3800	$\approx 400$
50	115	0.175	116	128	0.91	2300	
100	57	0.350	105	121	0.87	1140	
200	28	0.700	98	103	0.95	560	

Tabella 2.6: Risultati sperimentali:  $P_p = 3.5 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4, 8	$P_{rr} > 1000 \text{ kHz}$						
14	700	0.03	108	64	1.69	14000	
20	500	0.04	114	92	1.24	10000	
30	340	0.06	115	115	1.00	6800	$\approx 400$
50	200	0.10	115	132	0.87	4000	
100	100	0.20	108	137	0.79	2000	
200	50	0.40	103	121	0.85	1000	

Tabella 2.7: Risultati sperimentali:  $P_p = 2 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4, 8	$P_{rr} > 1000 \text{ kHz}$						
14	933	0.021	101	60	1.68	18660	
20	666	0.030	111	96	1.16	13320	
30	450	0.045	116	111	1.05	9000	$\approx 400$
50	266	0.075	114	134	0.85	5320	
100	133	0.150	111	152	0.73	2660	
200	66	0.300	103	143	0.72	1320	

Tabella 2.8: Risultati sperimentali:  $P_p = 1.5 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

Le misurazioni effettuate in termini di profondità di penetrazione e larghezza del cordone non sono esplicative rispetto alla qualità del cordone stesso, in quanto solo un esame visivo delle micrografie relative mette in luce se e come si sia formata correttamente una zona fusa e se questa sia caratterizzata da forme e dimensioni riconducibili agli standard del processo di saldatura. Questa considerazione vale a maggior ragione nel caso del presente studio, in cui viene utilizzata una sorgente LASER impulsata i cui parametri energetici possono facilmente favorire fenomeni di vaporizzazione ed ablazione del materiale base. Come mostrato, infatti, in figura 2.25 e 2.26 a parità di potenza media e velocità di saldatura (e quindi di apporto termico specifico),

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4-14	$P_{rr} > 1000 \text{ kHz}$						
20	1000	0.020	106	71	1.49	20000	
30	666	0.030	113	79	1.43	13320	
50	400	0.050	112	112	1.00	8000	$\approx 400$
100	200	0.100	110	132	0.83	4000	
200	100	0.200	92	213	0.43	2000	

Tabella 2.9: Risultati sperimentali:  $P_p = 1 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[ $\mu\text{m}$ ]	[ $\mu\text{m}$ ]		[1/mm]	[mJ/mm]
4-20	$P_{rr} > 1000 \text{ kHz}$						
30	833	0.02	108	67	1.61	16660	
50	500	0.04	117	90	1.30	10000	$\approx 400$
100	250	0.08	113	135	0.84	5000	
200	125	0.16	108	154	0.70	2500	

Tabella 2.10: Risultati sperimentali:  $P_p = 0.8 \text{ kW}$ ,  $v = 50 \text{ mm/s}$

i risultati in termini di morfologia e qualità del cordone sono profondamente diversi. In particolare in figura 2.25 sono mostrati cordoni affetti da evidenti craterizzazioni o macro-porosità che li rendono sicuramente inaccettabili, mentre in figura 2.26 si possono osservare cordoni integri, alcuni dei quali con un fattore di forma particolarmente basso, e con morfologie del tutto accettabili. In tabella 2.11 sono riportati i parametri di processo ed i risultati in termini di profondità di penetrazione e larghezza relativi ai cordoni riportati nelle immagini di cui sopra. Analizzando le prove sperimentali realizzate emerge un risultato importante, chiaramente riscontrabile osservando figura 2.25 e 2.26: la qualità del cordone non dipende solo dalla potenza di picco, ma anche dall'energia per impulso.

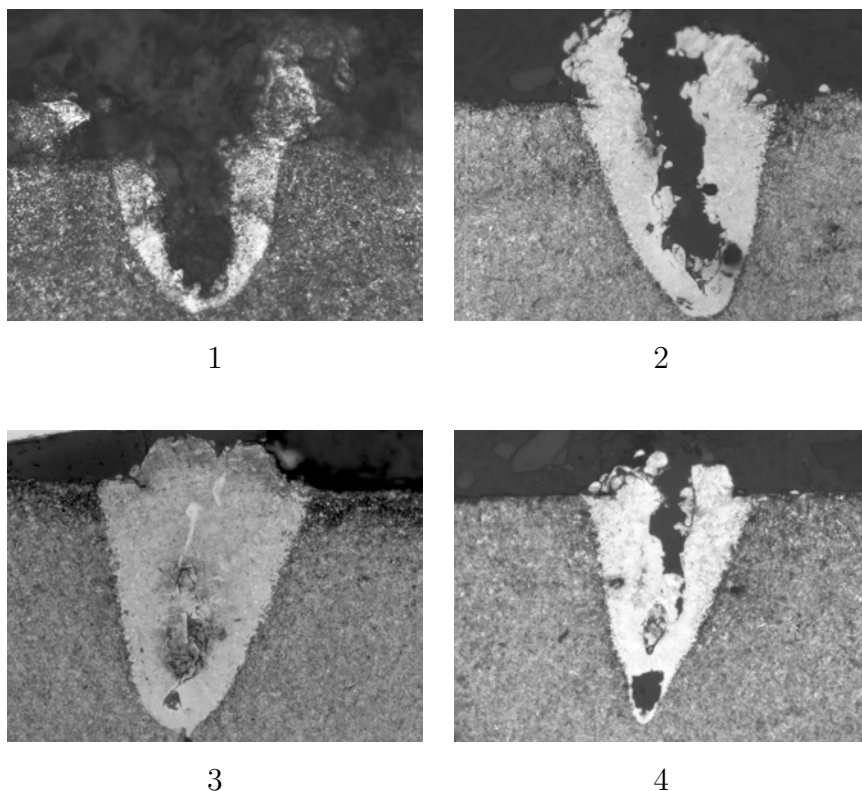
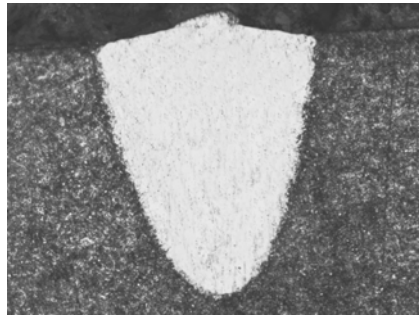


Figura 2.25: Esempi di cordoni non accettabili (i relativi parametri di processo e le rilevazioni dimensionali sono riportati in tabella 2.11)

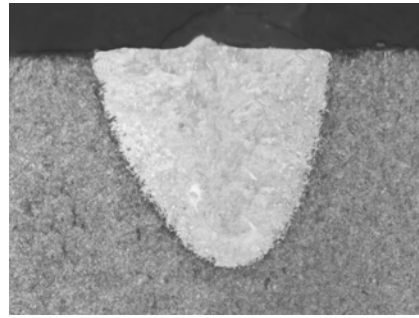
Osservando i parametri relativi alle immagini di figura 2.25, infatti, ci si accorge come l'energia per impulso relativa alle varie prove sia piuttosto alta, mentre focalizzandosi sui risultati di figura 2.26 si nota come, a parità di potenza di picco l'energia per impulso sia sensibilmente minore. Inoltre, osservando la frequenza di ripetizione relativa ai cordoni accettabili si evince come questa sia maggiore rispetto a quella relativa alle prove che hanno dato esito negativo. Questa condizione porta a concludere che, per ottenere cordoni di qualità accettabile, il regime di cessione dell'energia durante il processo deve essere caratterizzato da impulsi con un contenuto energetico non troppo elevato e piuttosto ravvicinati nel tempo. Per delineare un quadro generale sulla campagna sperimentale realizzata, sono stati costruiti i grafici di figura 2.27 e 2.28, in cui è riportata la profondità di penetrazione in funzione dell'energia per impulso per le varie potenze di picco analizzate. L'area oscurata è relativa a tutte le prove che hanno portato alla formazione di cordoni



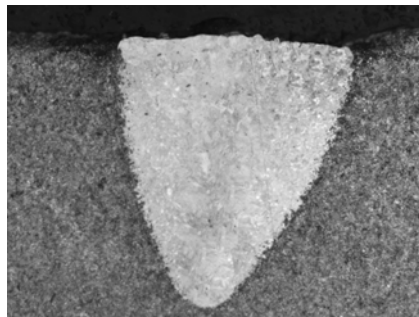
con aspetto e qualità non accettabile: si nota come, indipendentemente dalla potenza di picco, generalmente per  $P_e < 0.2 \text{ mJ}$  le prove hanno dato esito positivo, mentre per  $P_e \geq 0.2 \text{ mJ}$  i cordoni erano affetti da crateri ed evidenti porosità.



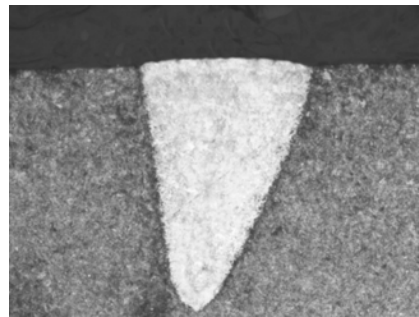
1A



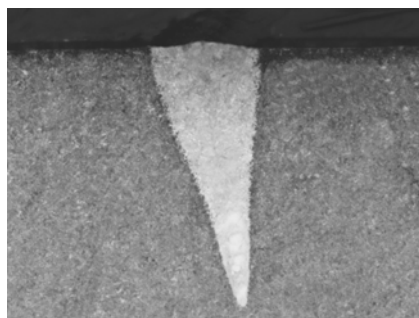
2A



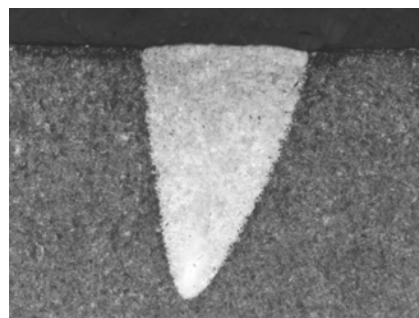
3A



4A



5A



6A

Figura 2.26: Esempi di cordoni accettabili (i relativi parametri di processo e le rilevazioni dimensionali sono riportati in tabella 2.11)

Campione	Parametri
1	$P_p = 5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 28 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 1 \text{ mJ}$ $L = 95 \mu\text{m}, P_{pen} = 83 \mu\text{m}, A_r = 1.14$
2	$P_p = 3.5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 20 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 0.7 \text{ mJ}$ $L = 98 \mu\text{m}, P_{pen} = 103 \mu\text{m}, A_r = 0.95$
3	$P_p = 2 \text{ kW}$ $P_{rr} = 50 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 0.4 \text{ mJ}$ $L = 103 \mu\text{m}, P_{pen} = 121 \mu\text{m}, A_r = 0.85$
4	$P_p = 1.5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 66 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 0.3 \text{ mJ}$ $L = 103 \mu\text{m}, P_{pen} = 143 \mu\text{m}, A_r = 0.72$
1A	$P_p = 5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 133 \text{ kHz}, P_d = 30 \text{ ns}, P_e = 0.15 \text{ mJ}$ $L = 107 \mu\text{m}, P_{pen} = 120 \mu\text{m}, A_r = 0.90$
2A	$P_p = 3.5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 115 \text{ kHz}, P_d = 50 \text{ ns}, P_e = 0.175 \text{ mJ}$ $L = 116 \mu\text{m}, P_{pen} = 128 \mu\text{m}, A_r = 0.91$
3A	$P_p = 2 \text{ kW}$ $P_{rr} = 200 \text{ kHz}, P_d = 50 \text{ ns}, P_e = 0.1 \text{ mJ}$ $L = 115 \mu\text{m}, P_{pen} = 132 \mu\text{m}, A_r = 0.87$
4A	$P_p = 1.5 \text{ kW}$ $P_{rr} = 133 \text{ kHz}, P_d = 100 \text{ ns}, P_e = 0.15 \text{ mJ}$ $L = 111 \mu\text{m}, P_{pen} = 152 \mu\text{m}, A_r = 0.73$
5A	$P_p = 1 \text{ kW}$ $P_{rr} = 100 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 0.2 \text{ mJ}$ $L = 92 \mu\text{m}, P_{pen} = 213 \mu\text{m}, A_r = 0.43$
6A	$P_p = 0.8 \text{ kW}$ $P_{rr} = 125 \text{ kHz}, P_d = 200 \text{ ns}, P_e = 0.16 \text{ mJ}$ $L = 108 \mu\text{m}, P_{pen} = 154 \mu\text{m}, A_r = 0.70$

Tabella 2.11: Parametri relativi ai campioni di figura 2.25 e 2.26

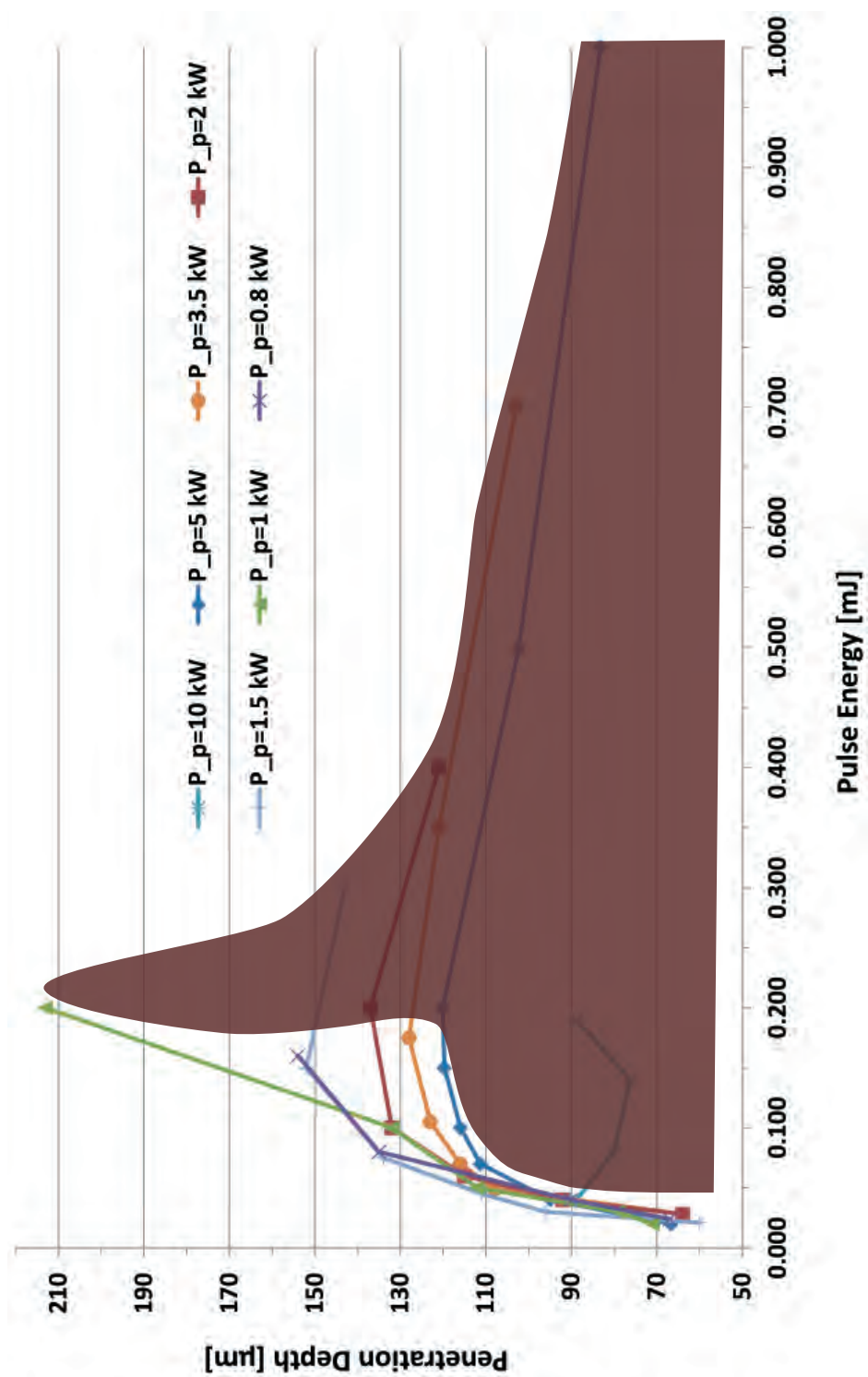


Figura 2.27: Diagramma di fattibilità:  $v = 50 \text{ mm/s}$  (scala lineare)

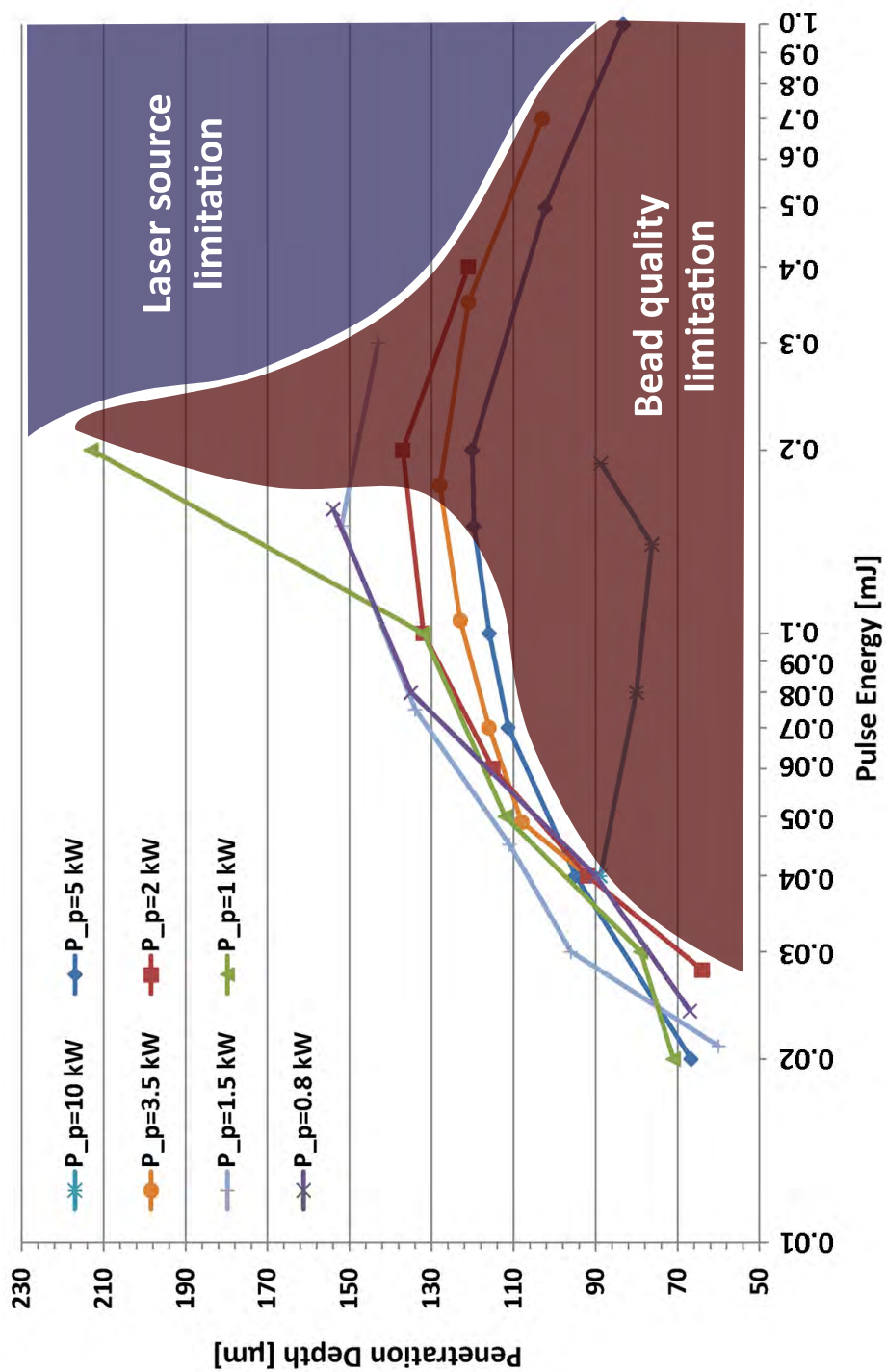


Figura 2.28: Diagramma di fattibilità:  $v = 50 \text{ mm/s}$  (scala logaritmica)

Il grafico di figura 2.28 riporta essenzialmente gli stessi risultati di quello rappresentato in figura 2.27, ma con scala logaritmica sull'asse delle ascisse, per consentire di discernere meglio le varie curve nella zona per la quale si ottengono risultati accettabili. Per valutare con precisione l'effetto dei parametri di processo sulla profondità di penetrazione, che rimane comunque il parametro geometrico principale di valutazione di un cordone di saldatura, sono stati costruiti otto contour plots che mappano  $P_{pen}$  in funzione di  $P_e$  e  $P_{rr}$ , come mostrato in figura 2.29-2.35. I diagrammi di cui sopra sono stati disegnati utilizzando il software MINITAB, il quale, partendo dai dati numerici inseriti, genera superfici di interpolazione ed i relativi contour plots. In virtù di ciò vengono estrapolati valori di  $P_{pen}$  anche in corrispondenza di coppie  $(P_e; P_{rr})$  per le quali non è previsto il funzionamento della macchina, in quanto non sottostanno alle relazioni 2.2 ed 2.3. Per isolare i dati “veri” da quelli fittizi, sui grafici sono stati sovrapposti i valori della durata dell'impulso, in corrispondenza dei quali vi sono i reali punti di funzionamento della macchina e si è provveduto ad oscurare l'area del grafico competente a condizioni di processo non ottenibili.

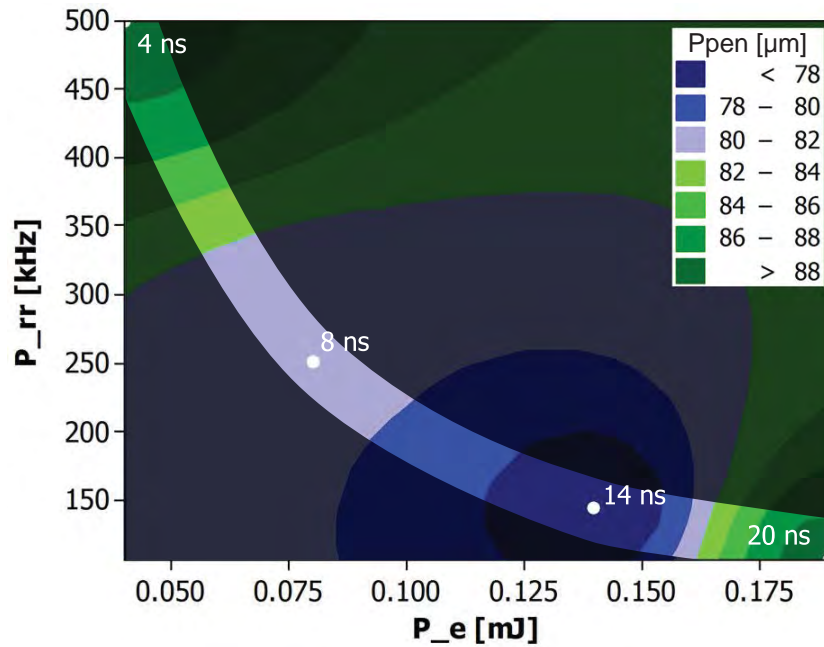


Figura 2.29: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 10\text{ kW}$  e  $v = 50\text{ mm/s}$

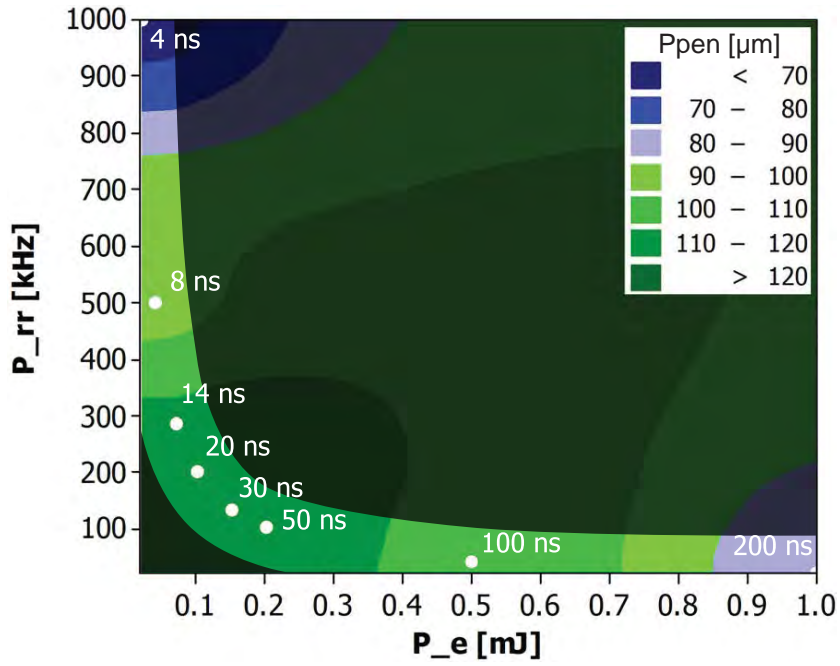


Figura 2.30: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 5$  kW e  $v = 50$  mm/s

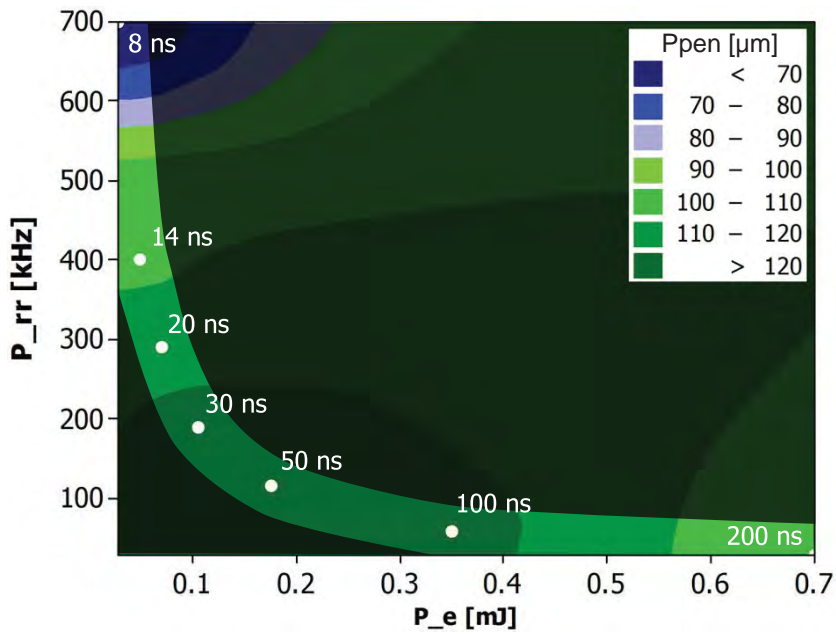


Figura 2.31: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 3.5$  kW e  $v = 50$  mm/s

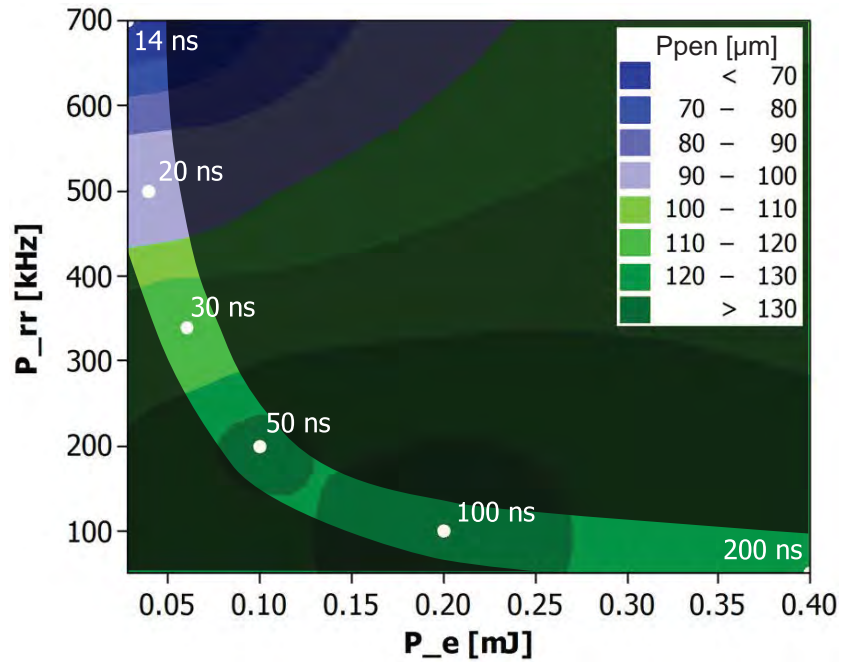


Figura 2.32: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 2$  kW e  $v = 50$  mm/s

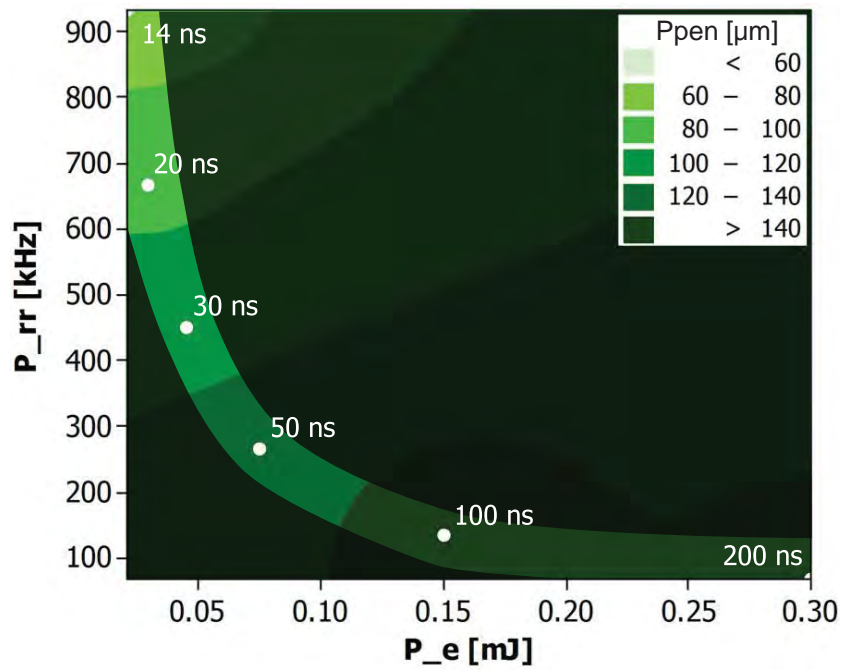


Figura 2.33: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 1.5$  kW e  $v = 50$  mm/s



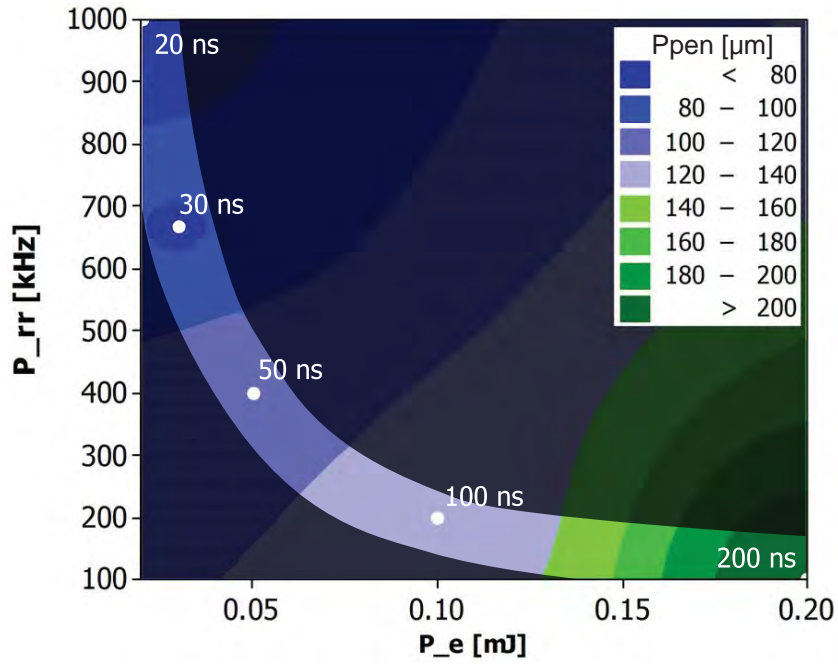


Figura 2.34: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 1 \text{ kW}$  e  $v = 50 \text{ mm/s}$

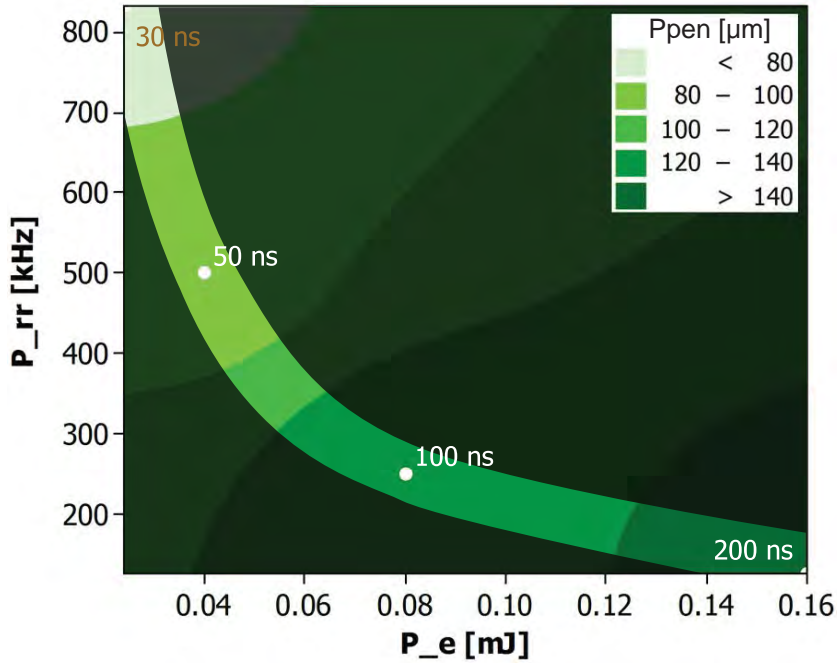


Figura 2.35: Contour plot di  $P_{pen}$  rispetto a  $P_{rr}$  e  $P_e$  per  $P_p = 0.8 \text{ kW}$  e  $v = 50 \text{ mm/s}$



In questo modo è rimasta in evidenza una “fascia” la quale, in perfetto accordo con la formula 2.2, ha un andamento ad iperbole equilatera (in quanto  $P_{rr}P_e = P = costante$ ). Analizzando i grafici suddetti emergono numerose informazioni di rilievo relativamente ai risultati delle prove sperimentali:

- Per  $P_p = 10$  kW la profondità di penetrazione è sensibilmente minore rispetto a quella rilevata nelle prove eseguite a potenze di picco minori.

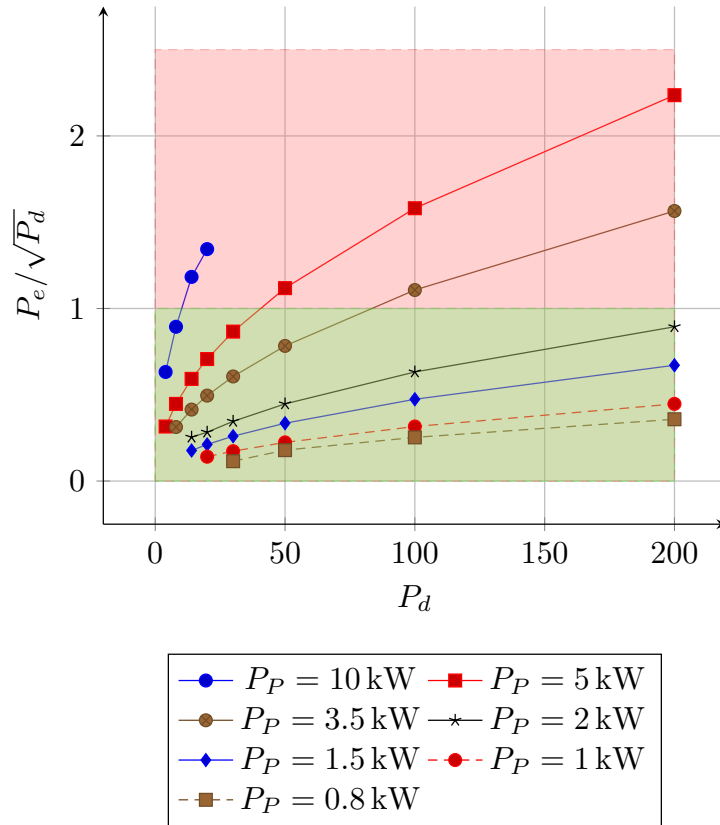


Figura 2.36: Andamento di  $P_e/\sqrt{P_d}$  in funzione di  $P_d$  per  $v = 50$  mm/s

Per i valori di  $P_p$  più elevati, infatti, i fenomeni ablativi e di vaporizzazione prevalgono e quindi non si può parlare di saldatura ma di ablazione del materiale base. La profondità di penetrazione in questo caso è inferiore in quanto la formazione dei vapori metallici influenza l'interazione radiazione/materiale e i fenomeni innescati durante il processo sono molto differenti rispetto a quelli di semplice liquefazione e risolidificazione tipici della saldatura. Inoltre, come chiaramente

evidenziato da figura 2.29, la durata dell'impulso per questa modalità di lavoro è prossima ai valori minimi: in questo modo tutti i fenomeni di diffusione del calore, e quindi la formazione della fase liquida necessaria alla realizzazione del cordone, sono fortemente impediti. Queste considerazioni sono in perfetto accordo con la teoria riguardante le lavorazioni di ablazione LASER [13]: per avere una condizione di lavoro che favorisca la vaporizzazione del volume di materiale irradiato dal singolo impulso, piuttosto che la sua liquefazione, occorre che il rapporto  $P_e/\sqrt{P_d}$  sia maggiore di un valore di soglia funzione del materiale e del diametro dello spot utilizzato, e quindi che, a parità di condizioni, sorgente e materiale, si abbiano durate dell'impulso corte ed energie per impulso elevate. Osservando il grafico di figura 2.36 si nota come i vari set di prove realizzate a diverse potenze di picco siano caratterizzati da  $P_e/\sqrt{P_d}$  decrescente al decrescere di  $P_p$ . Riprendendo i risultati inerenti la qualità effettiva dei cordoni mostrati precedentemente (figura 2.27 e 2.28), si osserva come, tracciando una riga orizzontale in corrispondenza di  $P_e/\sqrt{P_d} \approx 1$  sul grafico di figura 2.36, si possa dividere il grafico in due regioni: una in cui il valore di  $P_e/\sqrt{P_d}$  è troppo elevato per ottenere la corretta formazione del giunto (area rossa) ed una in cui lo stesso rapporto ha valori al di sotto della soglia critica, favorendo le condizioni di processo ottimali (area verde). Questo risultato ovviamente è puramente indicativo, considerando la semplicità del modello matematico impiegato, ma è molto importante in quanto corrobora la validità delle conclusioni delineate in questa discussione.

- Per  $P_p = 5 \text{ kW}$  la profondità di penetrazione è sensibilmente maggiore rispetto al caso precedente e soprattutto vi sono numerose configurazioni di processo che portano alla realizzazione di cordoni accettabili. In particolare, come accennato in precedenza, per  $P_e < 0.2 \text{ mJ}$  la cessione energetica è sufficientemente graduale da consentire la formazione di una fase liquida che può solidificare in maniera corretta. Non a caso per  $P_e > 0.2 \text{ mJ}$  la profondità di penetrazione tende a diminuire, in virtù delle considerazioni delineate al punto precedente.

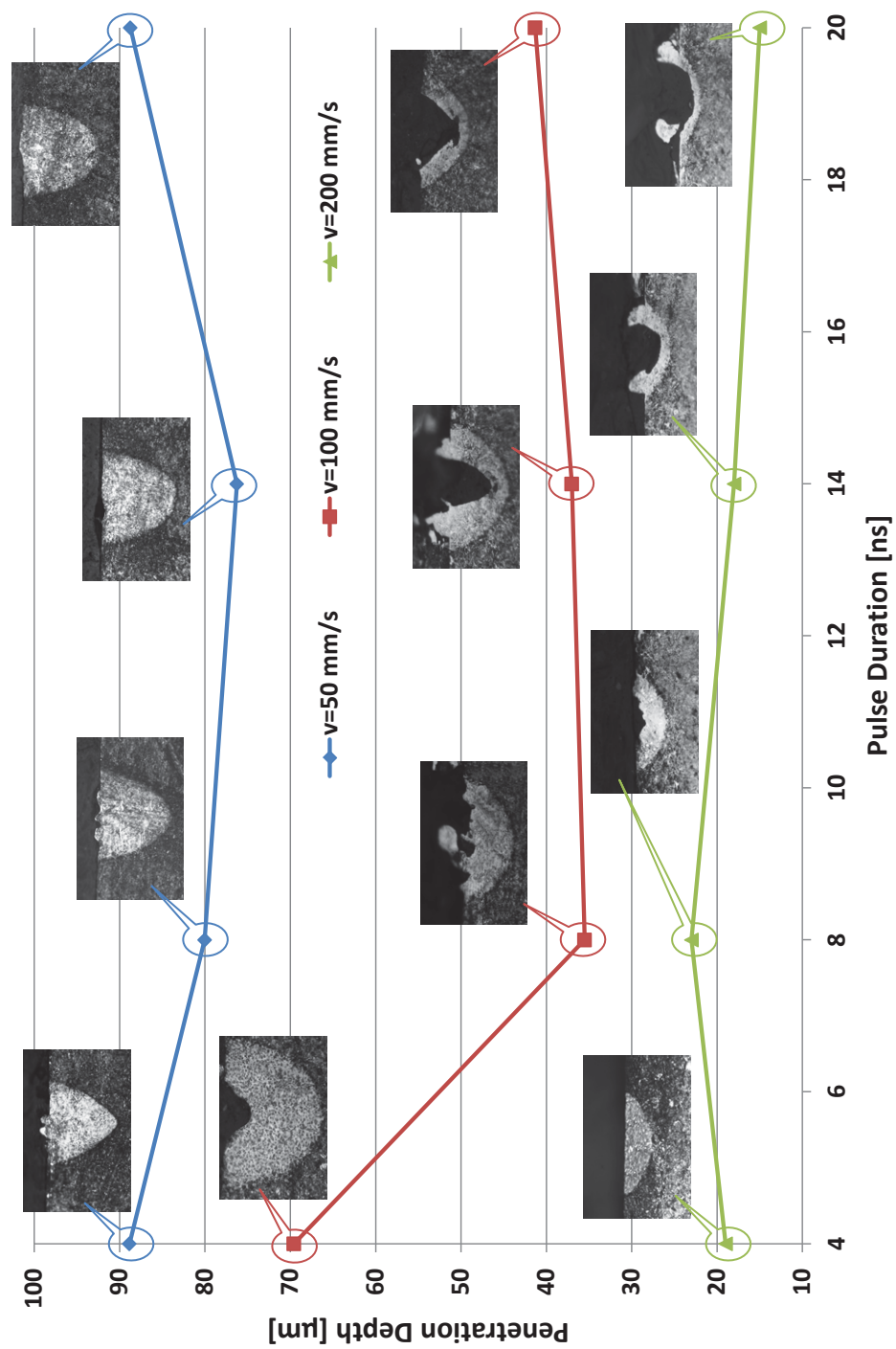


Figura 2.37: Andamento della profondità di penetrazione e della qualità del cordone per  $P_p = 10 \text{ kW}$

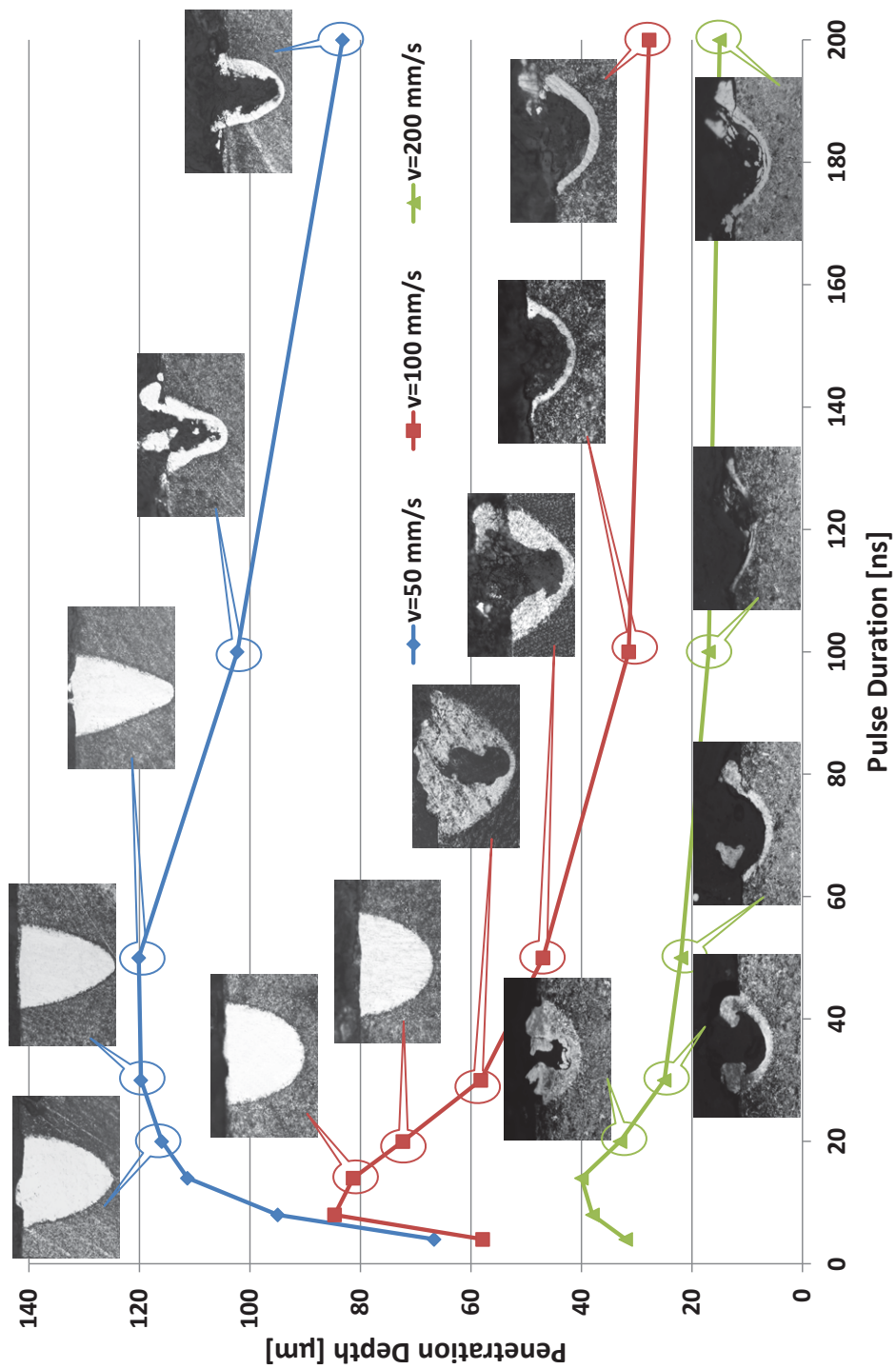


Figura 2.38: Andamento della profondità di penetrazione e della qualità del cordone per  $P_p = 5 \text{ kW}$

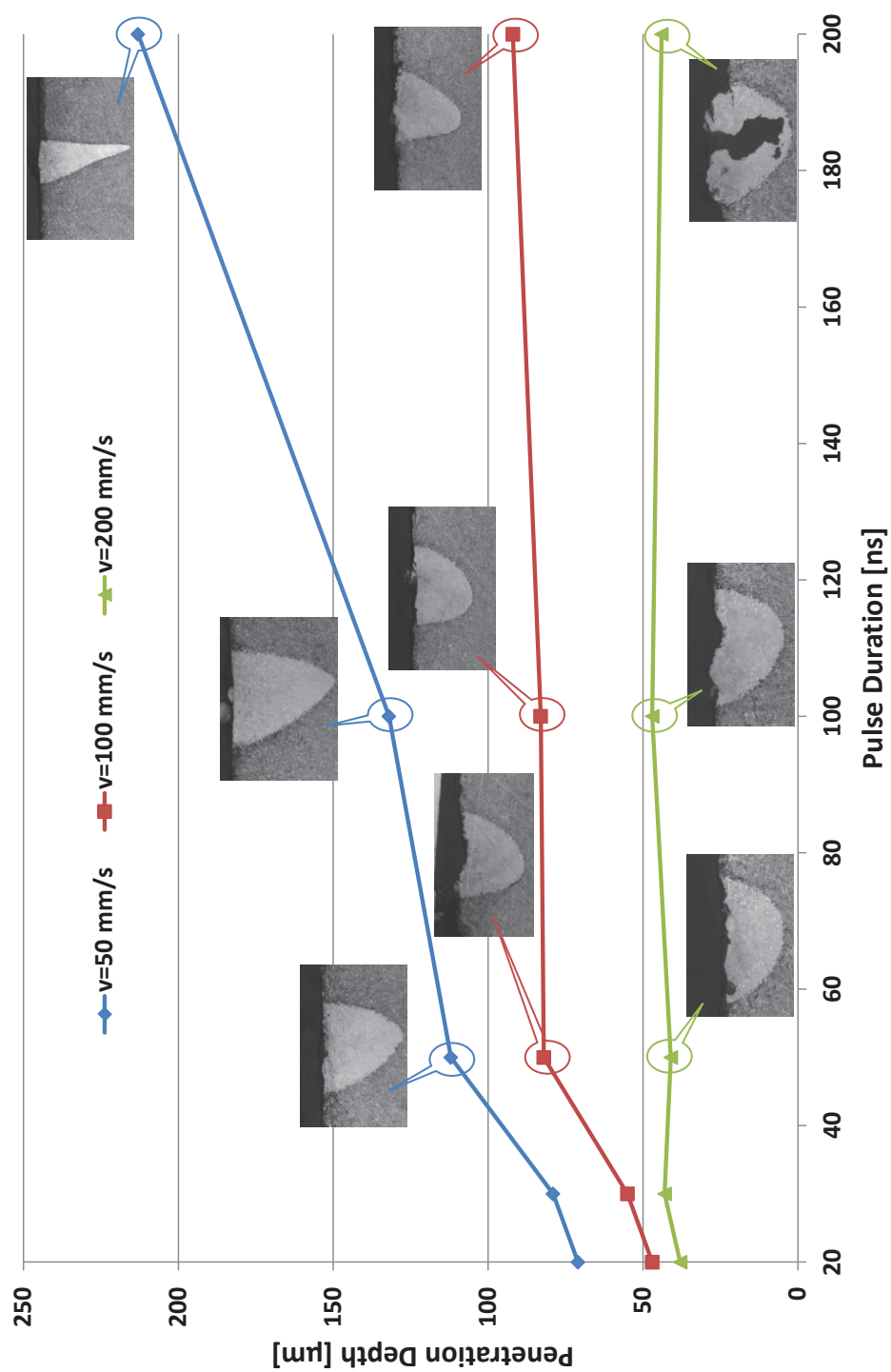


Figura 2.39: Andamento della profondità di penetrazione e della qualità del cordone per  $P_p = 1 \text{ kW}$

- Diminuendo ulteriormente la potenza di picco ci si avvicina via via alle condizioni ottimali, come dimostrato dalla profondità di penetrazione via via crescente mostrata nei grafici di figura 2.31, 2.32, 2.33 e 2.34. Questo risultato è suffragato anche dall'analisi della qualità dei cordoni attraverso l'osservazione delle micrografie (molte delle quali sono mostrate nelle seguenti figure 2.37, 2.38 e 2.39): per  $P_p = 1 \text{ kW}$ , ad esempio, la qualità dei cordoni è ottima e la profondità di penetrazione è molto elevata.
- Per  $P_p = 0.8 \text{ kW}$  la profondità di penetrazione comincia a calare di nuovo, pur mantenendosi sempre una buona qualità del cordone: in questo caso l'energia globale del processo diviene insufficiente all'ottenimento delle condizioni di massima penetrazione, mentre viene preservato il regime di funzionamento idoneo a garantire la formazione della fase liquida e la sua corretta risolidificazione.

L'ultima fase della campagna sperimentale analizzata in questa sede ha visto la realizzazione di prove a velocità di saldatura diverse: per limitare il numero di campioni sono stati scelti come significativi i valori di  $P_p$  pari a 10, 5 ed 1 kW e si è variata  $v$  in ragione di 100 e 200 mm/s. I risultati ottenuti sono mostrati in tabella 2.12, 2.13 e 2.14: per confrontare tutte le prove realizzate e per avere una visione globale dei risultati in funzione di tutti i parametri di processo presi in considerazione, si sono costruiti i grafici di figura 2.37, 2.38 e 2.39, i quali riportano la profondità di penetrazione in funzione della durata dell'impulso per ogni valore della potenza di picco e della velocità di saldatura.

Per quanto riguarda la velocità di saldatura la sua influenza è essenzialmente in due direzioni:

1. All'aumentare della velocità di saldatura la profondità di penetrazione diminuisce. Questo risultato, del tutto prevedibile a priori, è in pieno accordo con le caratteristiche di base dei processi di saldatura ed è dovuto al fatto che più  $v$  è alta e più l'apporto termico specifico è basso e quindi la quantità di energia per unità di lunghezza del cordone è limitata.

$P_d$ [ns]	$P_{rr}$ [kHz]	$P_e$ [mJ]	$v$ [mm/min]	$L$ [ $\mu$ m]	$P_{pen}$ [ $\mu$ m]	$A_r$	$P_l$ [1/mm]	$E_s$ [mJ/mm]
4	500	0.04	100	94	70	1.35	5000	$\approx$ 200
			200	58	19	3.05	2500	$\approx$ 100
8	250	0.08	100	81	36	2.28	2500	$\approx$ 200
			200	60	23	2.61	1250	$\approx$ 100
14	143	0.14	100	79	41	1.91	1430	$\approx$ 200
			200	61	18	3.39	715	$\approx$ 100
20	105	0.19	100	75	37	2.04	1050	$\approx$ 200
			200	58	15	3.87	525	$\approx$ 100
30-200				$P > 20\text{ W}$				

Tabella 2.12: Risultati sperimentali  $P_p = 10 \text{ kW}$ ,  $v = 100, 200 \text{ mm/s}$

2. All'aumentare della velocità di saldatura la soglia di accettabilità dei cordoni realizzati si sposta verso le durate dell'impulso più brevi a parità di potenza di picco. Come mostrato nei grafici di figura 2.37, 2.38 e 2.39, infatti, passando da  $v = 50 \text{ mm/s}$  a  $v = 200 \text{ mm/s}$  i fenomeni ablativi ed esplosivi diventano più marcati e, per ottenere cordoni accettabili, più la potenza di picco è alta e più bassa deve essere la durata dell'impulso. Questo fenomeno è attribuibile al fatto che in corrispondenza delle durate dell'impulso più alte si hanno le frequenze di ripetizione minori e le maggiori energie per impulso (in base alle considerazioni di cui al paragrafo precedente) e quindi il regime di funzionamento è caratterizzato da pochi impulsi nell'unità di tempo ma di elevato contenuto energetico. Quando la velocità di saldatura aumenta, il numero di impulsi per unità di lunghezza del cordone ( $P_l$ ) diminuisce, determinando un minore grado di sovrapposizione tra un impulso e l'altro durante il processo. Questa condizione favorisce maggiormente il raffreddamento della fase liquida tra un impulso e l'altro rendendo difficoltosa la dissipazione delle turbolenze dovute al regime pulsato ed alla presenza della fase di vapore che inevitabilmente si genera a causa delle elevate potenze specifiche caratteristiche, determinando la formazione di crateri, porosità e sormonti particolarmente irregolari. Questo

risultato era senz'altro meno prevedibile a priori rispetto a quello di cui al punto precedente ed è di particolare importanza in quanto contribuisce a delineare con maggiore chiarezza e precisione l'area di fattibilità di questa tecnologia di saldatura.

$P_d$ [ns]	$P_{rr}$ [kHz]	$P_e$ [mJ]	$v$ [mm/min]	$L$ [ $\mu$ m]	$P_{pen}$ [ $\mu$ m]	$A_r$	$P_l$ [1/mm]	$E_s$ [mJ/mm]
4	1000	0.02	100	91	58	1.57	10000	$\approx 200$
			200	66	32	2.06	5000	$\approx 100$
8	500	0.04	100	91	85	1.08	5000	$\approx 200$
			200	71	38	1.87	2500	$\approx 100$
14	286	0.07	100	94	81	1.15	2860	$\approx 200$
			200	68	40	1.70	1430	$\approx 100$
20	200	0.10	100	93	72	1.29	2000	$\approx 200$
			200	64	33	1.94	1000	$\approx 100$
30	133	0.15	100	90	58	1.55	1330	$\approx 200$
			200	64	25	2.56	665	$\approx 100$
50	100	0.20	100	80	47	1.70	1000	$\approx 200$
			200	59	22	2.68	500	$\approx 100$
100	40	0.50	100	75	31	2.38	400	$\approx 200$
			200	74	17	4.35	200	$\approx 100$
200	20	1.00	100	74	28	2.66	200	$\approx 200$
			200	67	15	4.47	100	$\approx 100$

Tabella 2.13: Risultati sperimentali  $P_p = 5$  kW,  $v = 100, 200$  mm/s

Analizzando le micrografie riportate sui grafici di figura 2.37, 2.38 e 2.39 si nota chiaramente come, per i cordoni accettabili, al variare dei parametri di processo, a parità di velocità di saldatura, la forma degli stessi vari in maniera radicale. In particolare risulta evidente che più la durata dell'impulso è bassa e minore è la profondità di penetrazione, in quanto minore è l'energia che caratterizza la singola pulsazione, mentre la larghezza del cordone tende a variare in maniera molto meno accentuata. Tutti i set di prove mostrano, come accennato in precedenza, che  $P_{pen}$  raggiunge il valore massimo in



prossimità della soglia limite per l'accettabilità del cordone, per poi calare drasticamente non appena si rientra nel regime di lavoro in cui è favorita la vaporizzazione del materiale base.

$P_d$	$P_{rr}$	$P_e$	$v$	$L$	$P_{pen}$	$A_r$	$P_l$	$E_s$
[ns]	[kHz]	[mJ]	[mm/min]	[ $\mu$ m]	[ $\mu$ m]		[1/mm]	[mJ/mm]
4-14	$P_{rr} > 1000$ kHz							
20	1000	0.02	100	85	47	1.81	10000	$\approx 200$
			200	72	38	1.89	5000	$\approx 100$
30	666	0.03	100	91	55	1.65	6660	$\approx 200$
			200	78	43	1.81	3330	$\approx 100$
50	400	0.05	100	99	82	1.21	4000	$\approx 200$
			200	74	41	1.80	2000	$\approx 100$
100	200	0.10	100	100	83	1.20	2000	$\approx 200$
			200	72	47	1.53	1000	$\approx 100$
200	100	0.20	100	92	92	1.00	1000	$\approx 200$
			200	74	44	1.68	500	$\approx 100$

Tabella 2.14: Risultati sperimentali  $P_p = 1$  kW,  $v = 100, 200$  mm/s

Per  $P_p = 1$  kW, se la velocità di saldatura è sufficientemente bassa, il fattore di forma del cordone è molto contenuto, determinando una conformazione della zona fusa molto simile a quella caratteristica della saldatura per key-hole in regime di emissione continua. Questa condizione può essere spiegata ammettendo che, quando i parametri di processo sono favorevoli, si possa formare un keyhole stabile, che rimane aperto tra un impulso e l'altro, caratterizzato da una dinamica e da una evoluzione temporale simili a quanto accade nella saldatura LASER tradizionale. Per valutare l'effetto del ciclo termico dovuto al processo sul materiale base sono state eseguite prove di micro-durezza Vickers, con un carico di 25 g, ad una distanza di circa  $15 \mu\text{m}$  dalla superficie della lamiera, come mostrato in figura 2.40. L'indagine ha messo in evidenza come vi sia un aumento della durezza della zona fusa, dovuto alla elevata temprabilità del materiale, e come la zona termicamente alterata sia ridottissima, ai limiti della misurabilità con un micro-durometro standard,

come mostrato dal passaggio netto dal valore di durezza del materiale base a quello della zona fusa.

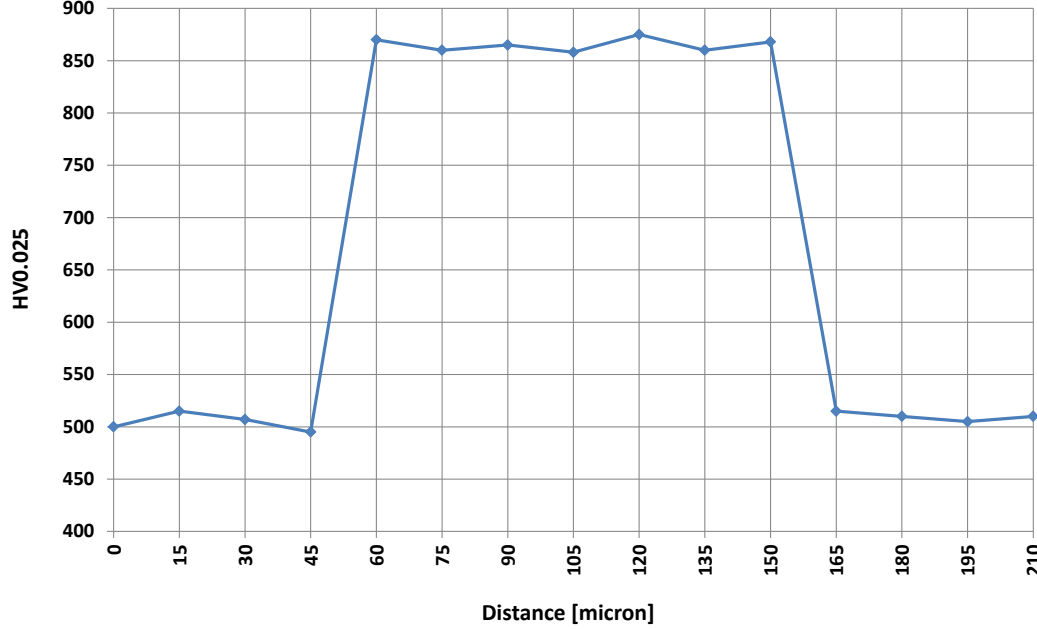


Figura 2.40: Profilo di micro-durezza di un cordone ( $P_p = 1 \text{ kW}$ ,  $P_{rr} = 100 \text{ kHz}$ ,  $P_d = 200 \text{ ns}$ ,  $P_e = 0.2 \text{ mJ}$ ,  $L = 92 \mu\text{m}$ ,  $P_{pen} = 213 \mu\text{m}$ ,  $A_r = 0.43$ )

### 2.3.2 Trattamento termico LASER post-saldatura

Alla luce delle considerazioni concernenti l'alterazione microstrutturale subita dal materiale a seguito del ciclo termico, di cui al paragrafo precedente, è stata condotta un'ulteriore campagna sperimentale con l'obiettivo di valutare la fattibilità di massima nei confronti di un post-trattamento di addolcimento/rinvenimento del materiale, sempre mediante LASER. Utilizzando la sorgente Nd:YAG di cui al paragrafo 1.2.2 si è voluta studiare la possibilità di effettuare un riscaldamento localizzato della zona di saldatura per favorire la distensione della martensite formatasi a seguito della saldatura e ripristinare, almeno parzialmente, la durezza del materiale base. Per ottenere questo effetto l'idea è stata di “spazzolare” la superficie del pezzo lungo la linea di giunzione con un fascio opportunamente defocalizzato per indurre un campo termico idoneo a favorire gli effetti di cui sopra. In particolare si sono messe in pratica tre diverse strategie di processo (vedi figura 2.41):

1. Singola passata: a fronte di una relativa semplicità ed economicità applicativa questa strategia induce il ciclo termico in assoluto più severo.
2. Due passate parzialmente sovrapposte: l'idea è quella di rendere più graduale il riscaldamento del materiale, determinando, nella zona di sovrapposizione, il rinvenimento di eventuali strutture di tempra formatesi con la prima passata.
3. Passate multiple coincidenti: questa modalità è senz'altro la più dispendiosa in termini di tempo di processo, ma consente tuttavia di gradualizzare al massimo la cessione termica nei confronti del materiale.

Per quanto riguarda le modalità operative si è utilizzato un supporto appositamente costruito (figura 2.41) per mantenere il provino sospeso alle due estremità durante il processo: in questo modo lo scambio termico avveniva essenzialmente per convezione con l'atmosfera, determinando quindi una condizione al contorno sufficientemente controllabile e certa. Inoltre l'immorsamento alle estremità favoriva il mantenimento di una certa planarità del provino, contrastando le deformazioni dovute alle tensioni di ritiro.

### **2.3.2.1 Trattamento a passata singola**

Per quanto riguarda il trattamento in passata singola i parametri di processo sono stati scelti in base all'esperienza maturata nell'ambito del trattamento termico LASER [60, 61, 62]. In particolare, sfruttando tutta la potenza caratteristica della sorgente impiegata ed uno spot di 4 mm di diametro, si è cercato di investigare l'effetto della velocità di scansione, secondo i parametri riportati in tabella 2.15. Per valutare i risultati ottenuti sono state effettuate delle prove di micro durezza Vickers, con carico di 200 g, lungo lo spessore del pezzo in corrispondenza dell'asse della zona trattata. Il grafico di figura 2.42 riporta l'andamento della durezza per quattro delle dieci prove realizzate. Risulta chiaro come il ciclo termico indotto con questo tipo di strategia sia, in generale, troppo severo: tutte le prove analizzate mostrano chiaramente un aumento drastico della durezza nella zona termicamente alterata, segno che nel materiale si è verificata la formazione di martensite. Alla luce di questi risultati si è ritenuto non opportuno proseguire nell'investigazione in questa direzione e si sono valutate le strategie alternative riportate di seguito.

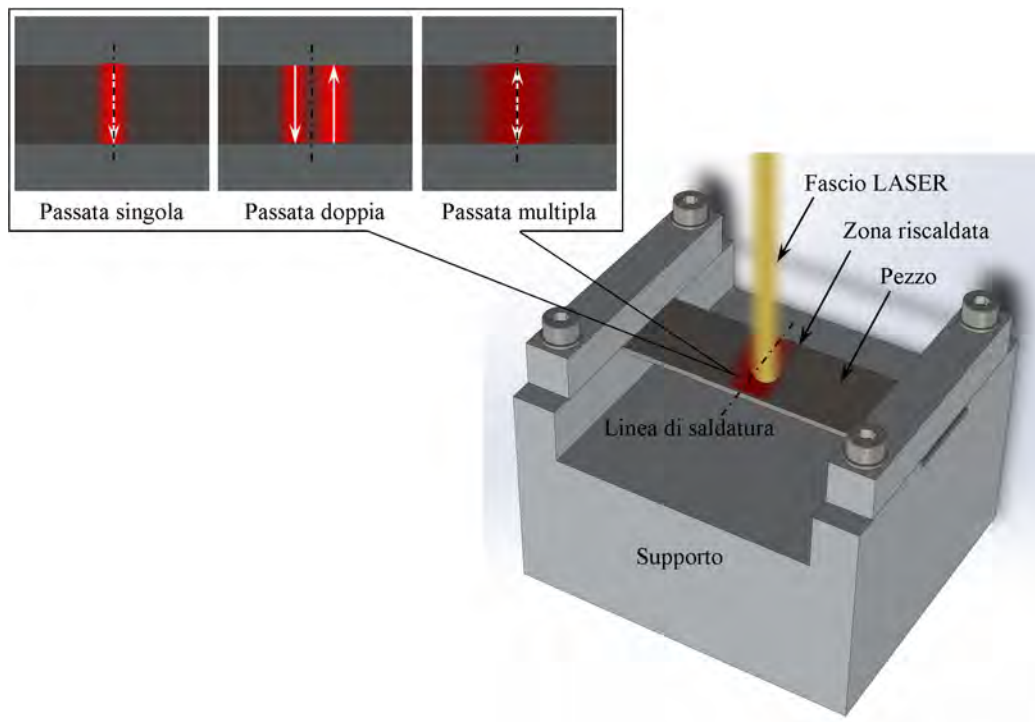


Figura 2.41: Attrezzatura e modalità operative per il trattamento LASER

$P$ [W]	$v_s$ [mm/min]
1000	1500
	1700
	1900
	2100
	2300
	2500
	2700
	2900
	3100
	3300
	3500

Tabella 2.15: Parametri di processo per trattamento a passata singola

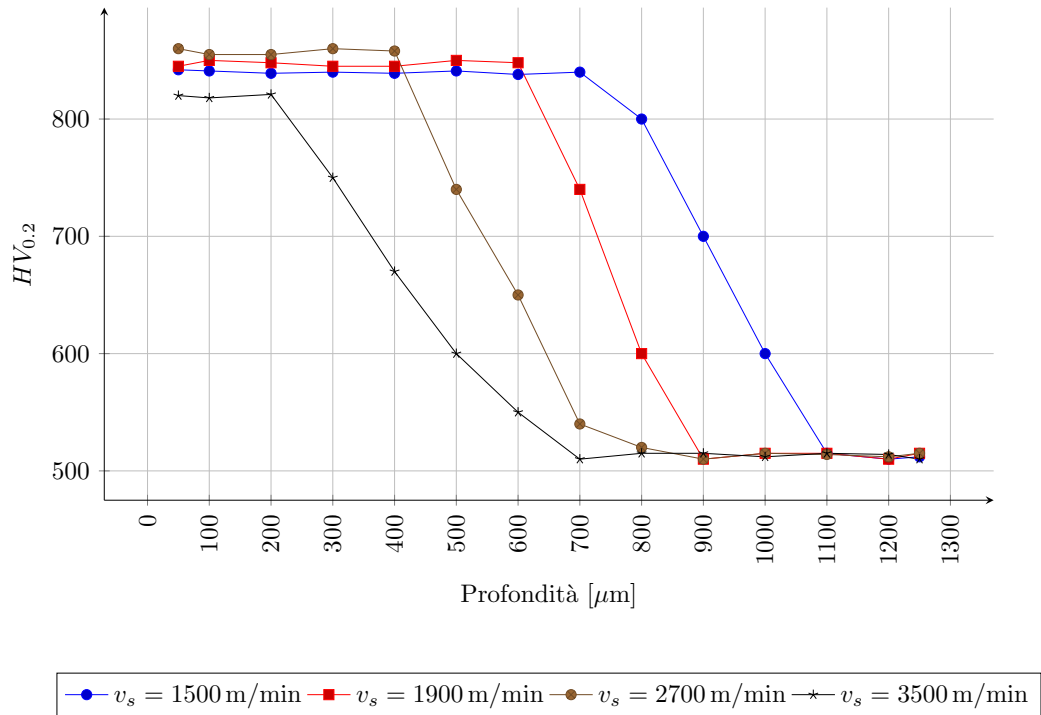


Figura 2.42: Andamento delle durezze per prove a singola passata

### 2.3.2.2 Trattamento a passata doppia

Sempre alla luce delle esperienze pregresse nel trattamento superficiale mediante LASER, si è valutata la possibilità di ottenere l'addolcimento della zona saldata realizzando due passate consequenziali, in modo da favorire con la seconda il rinvenimento delle zone indurite causate dalla prima, avendo l'accortezza di realizzare le passate stesse in modo da fare cadere la zona a massimo rinvenimento in corrispondenza del cordone. I parametri di processo, mostrati in tabella 2.16, sono stati variati in termini di potenza, di velocità di scansione delle due tracce ( $v_{s1}$  e  $v_{s2}$ ) e di distanza tra di esse ( $d_t$ ), mentre lo spot LASER è rimasto sempre fisso a 4 mm. Allo scopo di valutare gli effetti del trattamento sono state effettuate prove di micro durezza Vickers, con carico di 200 g, longitudinalmente alla sezione del cordone a  $50 \mu\text{m}$  dalla superficie irradiata. Analizzando i grafici di figura 2.43, 2.44, 2.45 si notano due effetti ben distinti:

$P$ [W]	$v_{s1}$ [mm/min]	$v_{s2}$ [mm/min]	$d_t$ [mm]
1000	2500	3400	2
			3
			4
750	1875	2250	2
			3
			4
500	1250	1700	2
			3
			4

Tabella 2.16: Parametri di processo per trattamento a doppia passata

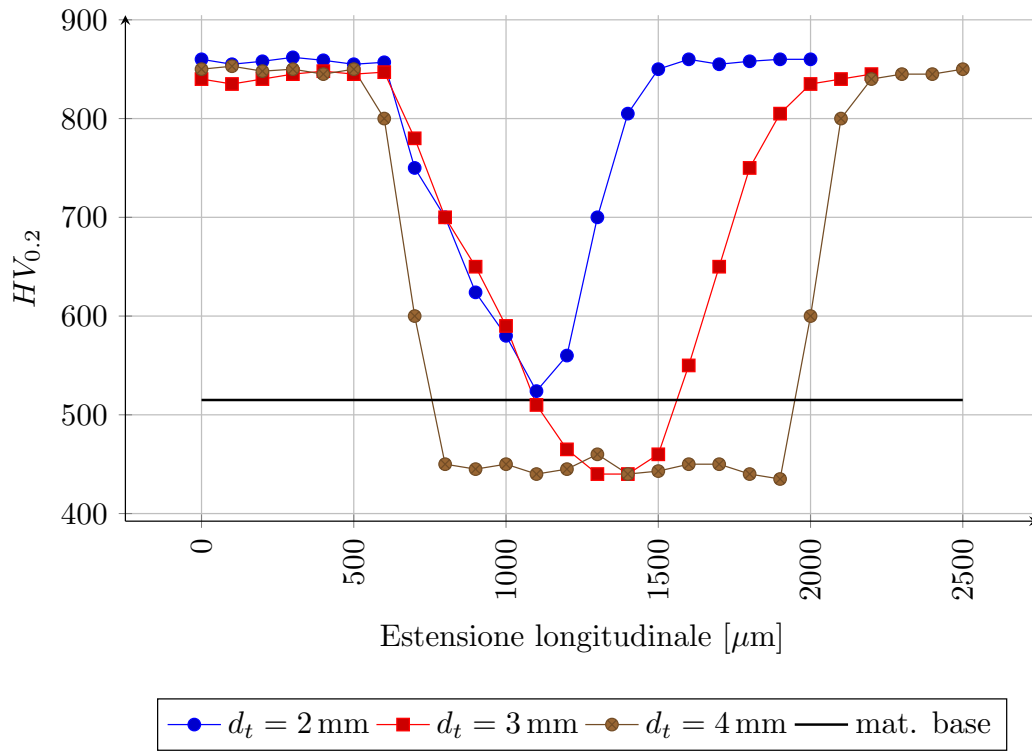


Figura 2.43: Andamento delle durezze per prove a doppia passata:  $P = 1000 \text{ W}$

1. Il rinvenimento nella zona di saldatura ha consentito un calo netto della durezza, permettendo di ottenere anche durezze tra il 10 ed il

20% inferiori rispetto a quella del materiale base.

2. Si sono formate due zone martensitiche a destra ed a sinistra della zona rinvenuta, dimostrando come, anche in questo caso, il ciclo termico rimanga piuttosto severo.

In merito alle prove di durezza realizzate in questa fase è opportuno fare una precisazione: al fine di valutare cosa effettivamente sia accaduto nella zona di saldatura, considerando che le dimensioni della zona soggetta al post-trattamento sono molto maggiori di quelle caratteristiche del cordone, in corrispondenza della zona fusa si è cambiato il carico e la distanza di indentazione caratteristici della prova. In particolare si è utilizzato un carico di 25 g ed un passo di  $15\ \mu\text{m}$ . Alla luce di questa considerazione si è deciso di riportare solo gli andamenti delle durezza in scala macro in quanto le prove localizzate nella zona del cordone non hanno mostrato differenze sostanziali rispetto al materiale adiacente.

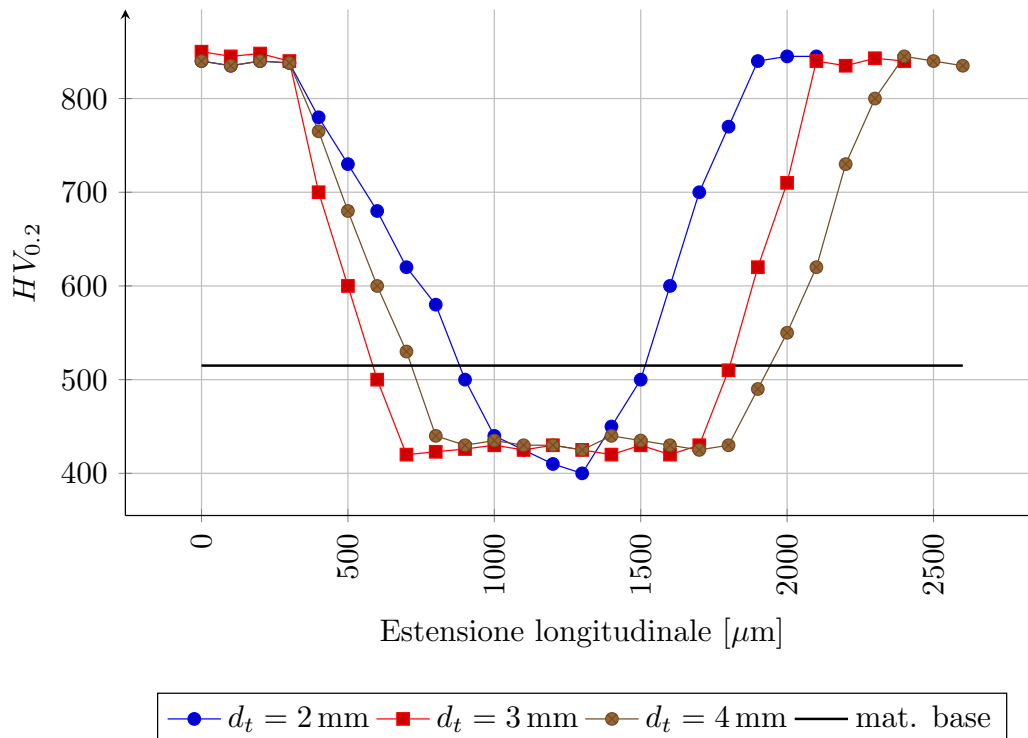


Figura 2.44: Andamento delle durezza per prove a doppia passata:  $P = 750\text{ W}$

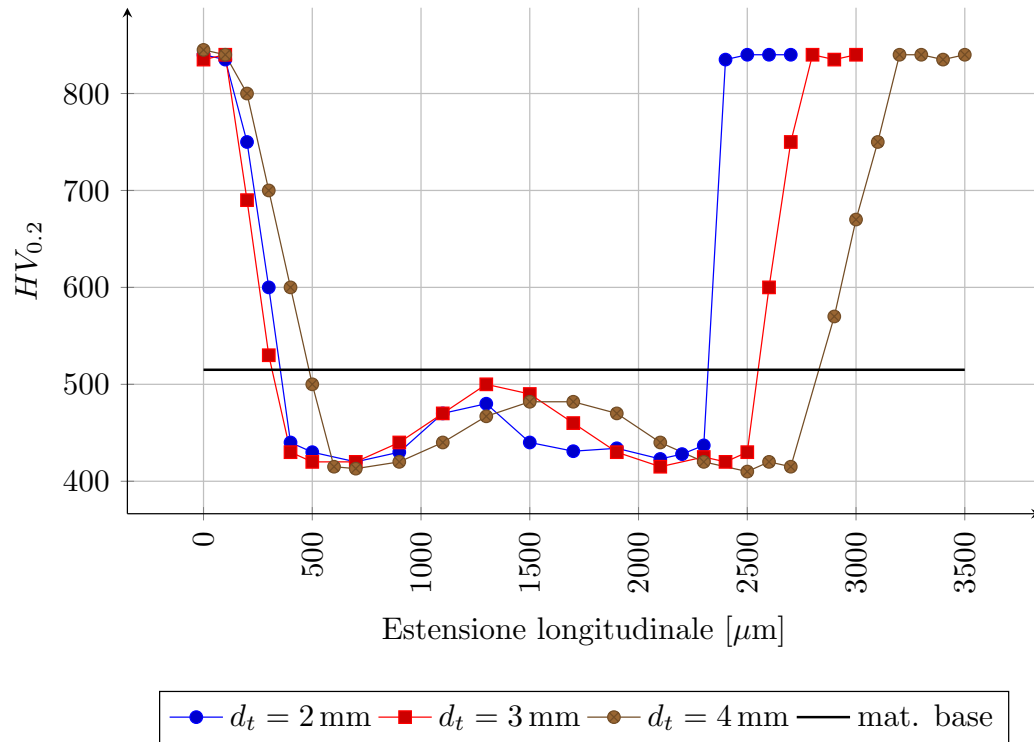


Figura 2.45: Andamento delle durezze per prove a doppia passata:  $P = 500 \text{ W}$

### 2.3.2.3 Trattamento a passata multipla

I risultati relativi alla strategia a passata singola ed a quella a passata doppia hanno mostrato chiaramente come, in questo tipo di acciai, il ciclo termico in sede di post-trattamento debba essere poco severo. Alla luce di ciò si è optato per una terza strategia, nella quale, impiegando potenze LASER di piccola entità, il riscaldamento è gradualizzato attraverso più passate una sull'altra. Per quanto riguarda le modalità operative, al fine di limitare il numero di parametri in gioco, si è deciso di mantenere fissa la velocità di scansione ad un valore pari a  $4000 \text{ mm/min}$  e di impostare la corsa di lavoro in andata (ed in ritorno) pari a  $40 \text{ mm}$ . In questo modo si è fissata la frequenza di oscillazione e si è potuto ragionare in termini di tempo di processo ( $t$ ), ovvero di numero di passate. I parametri variati durante le prove, riportati in tabella 2.17, sono stati selezionati attraverso un set di prove preliminari ed effettuando una simulazione di processo, come verrà analizzato nel paragrafo successivo.



$P$ [W]	$t$ [s]
200	300
300	75
400	45

Tabella 2.17: Parametri di processo per trattamento a passata multipla

In modo del tutto identico a quanto visto nel paragrafo precedente sono state effettuate prove di micro-durezza Vickers per valutare lo stato del materiale a seguito del trattamento, come mostrato in figura 2.46.

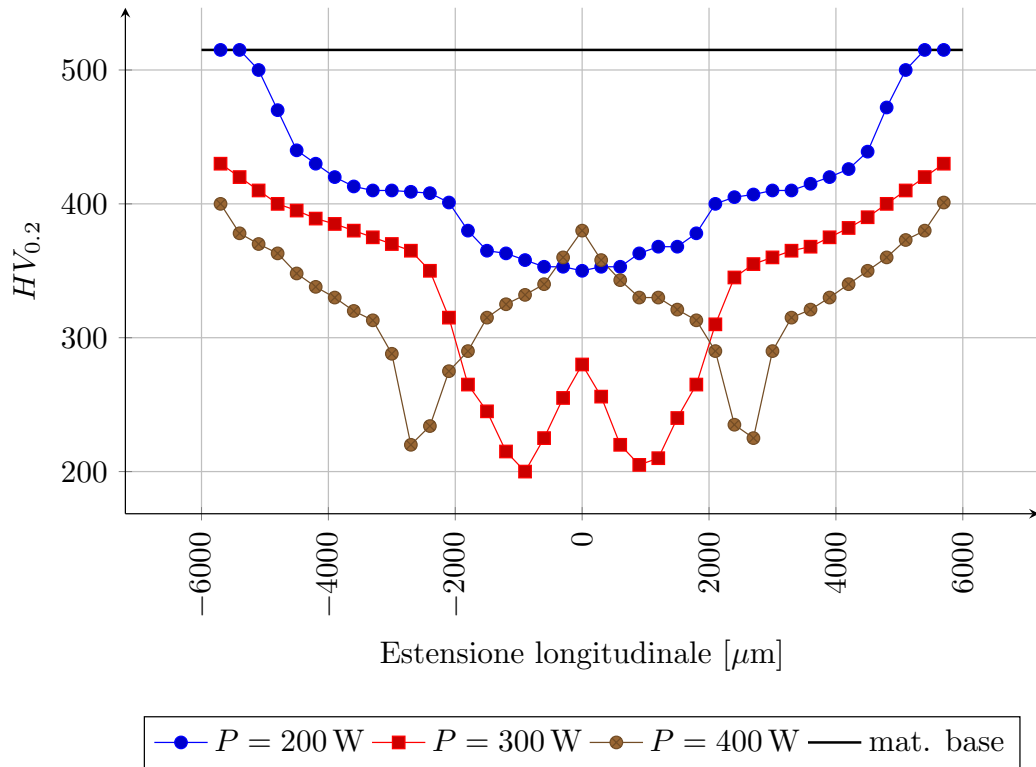


Figura 2.46: Andamento delle durezza per prove a passata multipla

Il grafico mostra chiaramente come l'addolcimento del materiale sia di entità piuttosto elevata e non vi sia la formazione di zone dure, sintomo che il ciclo termico punto per punto non è mai sufficientemente severo a favorire l'ottenimento di martensite. In particolare si nota come alle potenze più alte in prossimità dell'asse della zona trattata vi sia un aumento della durezza:

l'effetto è attribuibile al fatto che, in tali condizioni di processo, il materiale in questa zona raggiunge il campo austenitico e, essendo il raffreddamento comunque abbastanza rapido, si ha la formazione, probabilmente, di strutture bainitiche.

#### 2.3.2.4 Simulazione termica

Come accennato al paragrafo precedente, al fine di individuare rapidamente i valori corretti per i parametri di processo, si è effettuata una simulazione termica del trattamento multi passata utilizzando COMSOL Multiphysics. In particolare si è assunto di utilizzare una sorgente di calore di tipo superficiale con profilo spaziale della densità di potenza di Gaussiano, similmente a quanto riportato nel paragrafo 1.3.3, come riportato in figura 2.47.

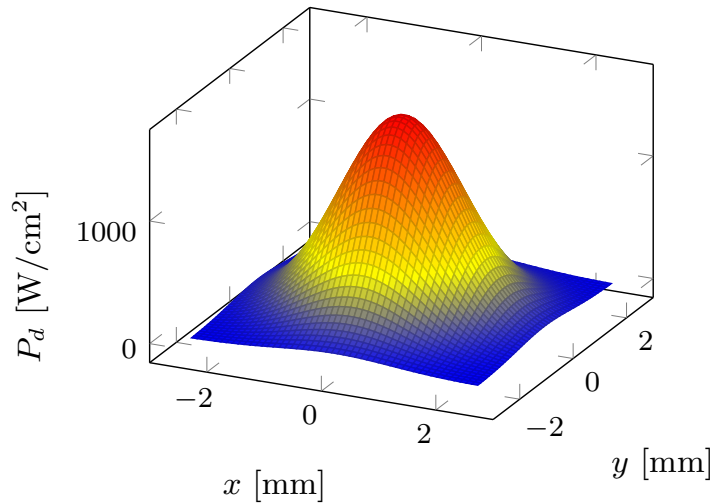


Figura 2.47: Profilo spaziale della densità di potenza per  $R_c = 0.5$ ,  $w = 2$  mm e  $P = 200$  W

Per quanto riguarda le condizioni al contorno sono stati considerati sia la convezione che l'irraggiamento verso l'ambiente esterno ed è stata importata nel modello la geometria dell'attrezzatura di bloccaggio del provino con i relativi materiali al fine di valutare anche la dissipazione di calore attraverso di questa. In figura 2.48 è mostrato il sistema fissaggio-provino importato all'interno del software in cui sono evidenziate le temperature raggiunte alla

fine del trattamento a 400 W: in corrispondenza dell'asse della zona trattata la struttura è bainitica, in zona intermedia vi è perlite fine, mentre all'esterno si ritorna al materiale base.

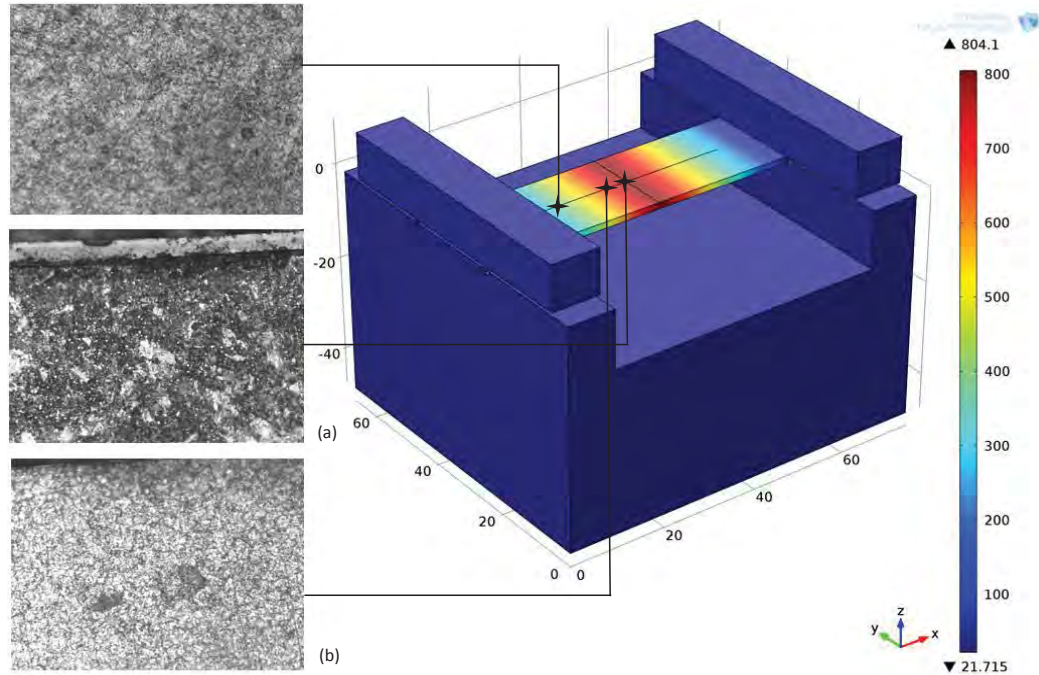


Figura 2.48: Campo termico simulato e microstrutture:  $P = 400 \text{ W}$

In figura 2.49-2.54 sono riportati gli andamenti nel tempo della temperatura sulla superficie del provino, in corrispondenza dell'asse della zona trattata, per le tre prove sperimentali di cui al paragrafo precedente, a fine trattamento:

- Per  $P = 200 \text{ W}$  la temperatura massima è di circa  $500^\circ\text{C}$  e viene raggiunta in 50 s. Quest'ultima si mantiene pressoché costante nel tempo fino alla fine del trattamento a causa della conduzione termica verso le estremità del provino.
- Per  $P = 300 \text{ W}$  dopo 75 s si è raggiunto  $700^\circ\text{C}$  e si è molto vicino alla temperatura  $A_{c3}$ .
- Per  $P = 400 \text{ W}$  dopo 45 s si è raggiunto  $800^\circ\text{C}$  e si è superato la temperatura  $A_{c3}$ .

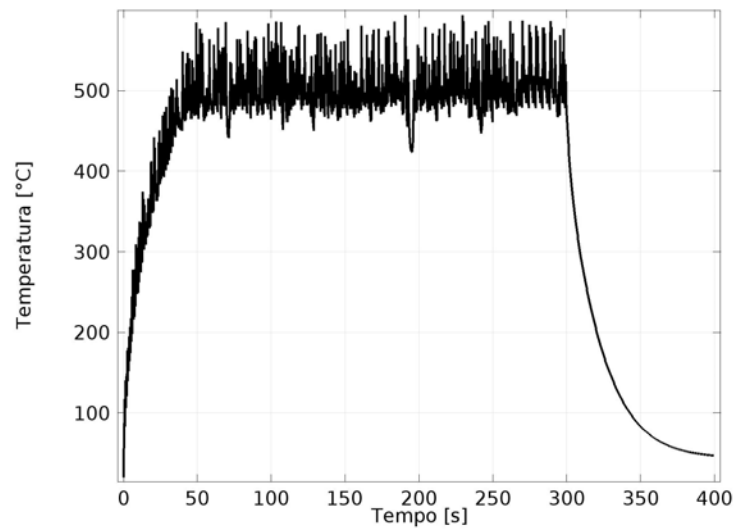


Figura 2.49: Previsione della temperatura sulla superficie del provino:  $P = 200 \text{ W}$

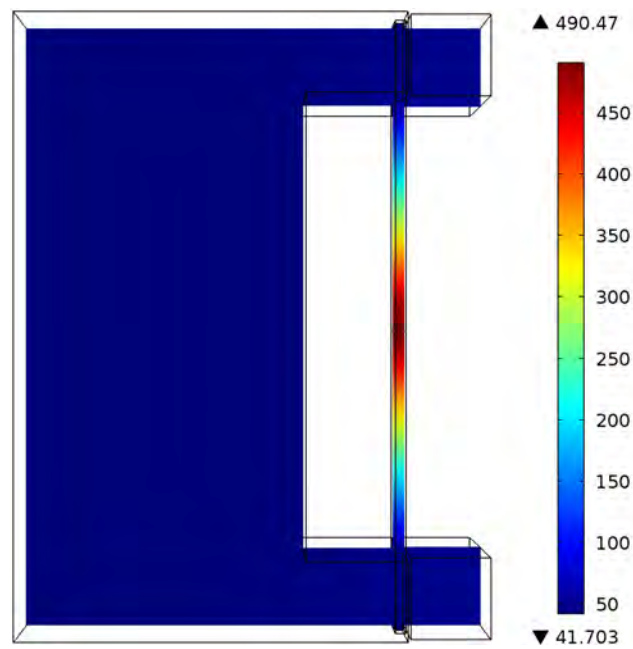


Figura 2.50: Andamento del campo termico nello spessore del provino:  $P = 200 \text{ W}$

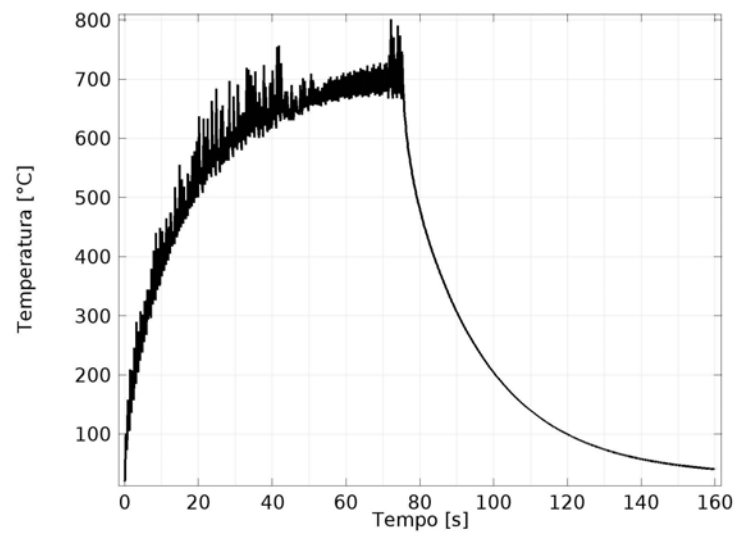


Figura 2.51: Previsione della temperatura sulla superficie del provino:  $P = 300 \text{ W}$

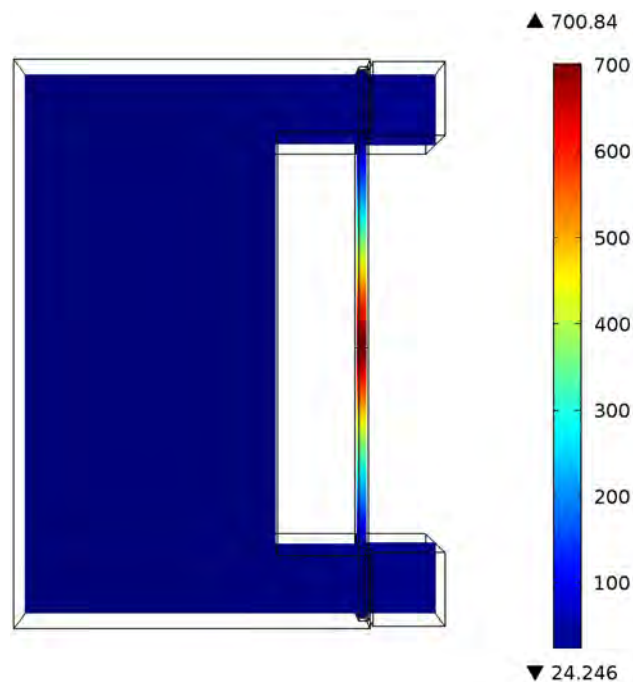


Figura 2.52: Andamento del campo termico nello spessore del provino:  $P = 300 \text{ W}$

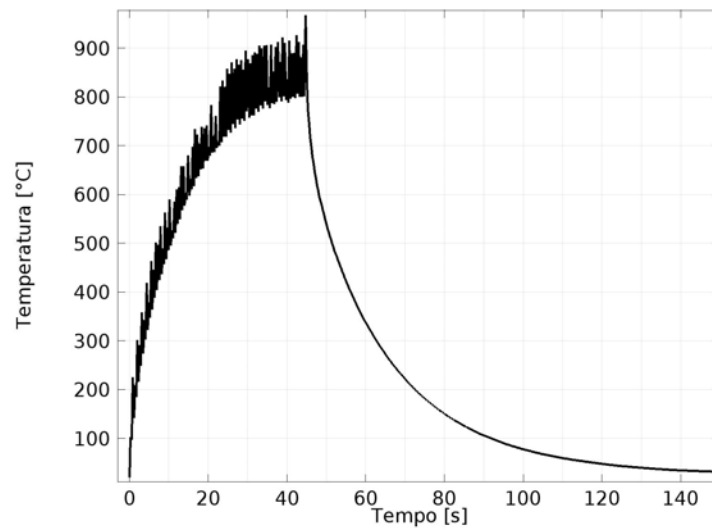


Figura 2.53: Previsione della temperatura sulla superficie del provino:  $P = 400 \text{ W}$

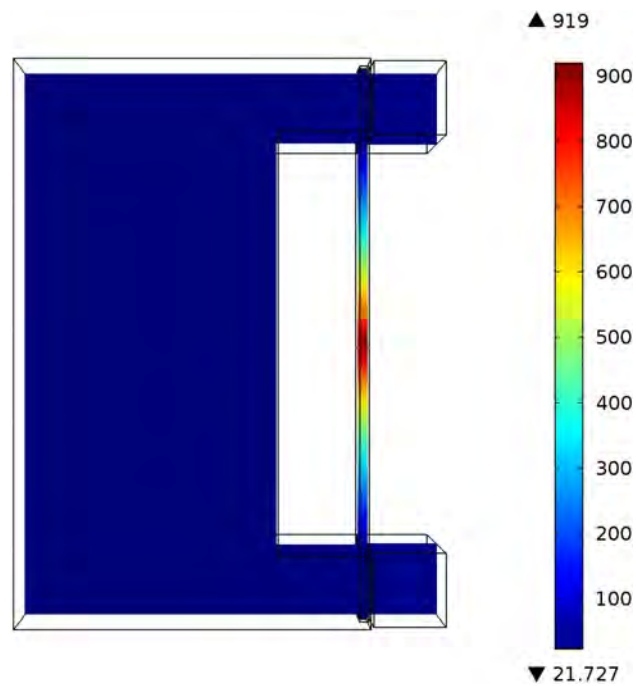


Figura 2.54: Andamento del campo termico nello spessore del provino:  $P = 400 \text{ W}$

Questi risultati sono in linea con quanto analizzato relativamente alle prove sperimentali realizzate.

### 2.3.3 Prove di piegatura

Per caratterizzare meccanicamente i risultati ottenuti con le tre diverse strategie di trattamento descritte nel paragrafo 2.3.2.3, si è deciso di effettuare prove di piegatura sui campioni ottenuti utilizzando le seguenti attrezzature:

- Pressa Instron 8033 con cella di carico da 25 kN controllata in posizione.
- Matrice di piegatura a “V” di  $90^\circ$  con gola a spigolo vivo.
- Punzone di piegatura a “V” di  $85^\circ$  con raggio di raccordo pari a 0.5 mm.

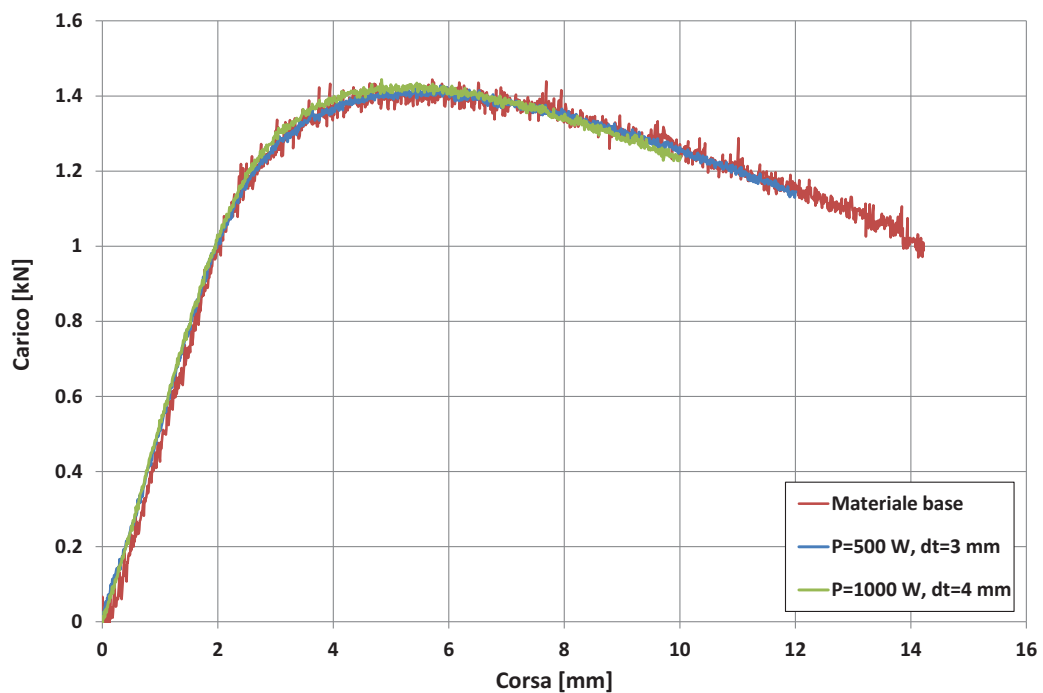


Figura 2.55: Piegatura di campioni trattati a passata doppia

La corsa di piegatura è stata impostata a 19 mm: questo valore ha consentito di sfruttare completamente la profondità della matrice garantendo però che a fine corsa tra matrice e punzone rimanesse una luce di 1.5 mm, sufficiente

a contenere lo spessore del provino (1.3 mm) senza causarne la ricalcatura. Considerando i risultati suggeriti dalla caratterizzazione mediante micro durezza si è deciso di non effettuare prove di piegatura su campioni trattati con singola passata. Per quanto riguarda la strategia in doppia passata, tutte le prove hanno portato alla frattura del provino. Il grafico di figura 2.55 mostra l'andamento della forza di piegatura in funzione della corsa per il materiale non trattato e per due specifici trattamenti a doppia passata. Si nota chiaramente che il materiale base si rompe dopo una corsa di circa 14 mm, mentre i campioni trattati si rompono uno a 10 mm ed uno a 12 mm.

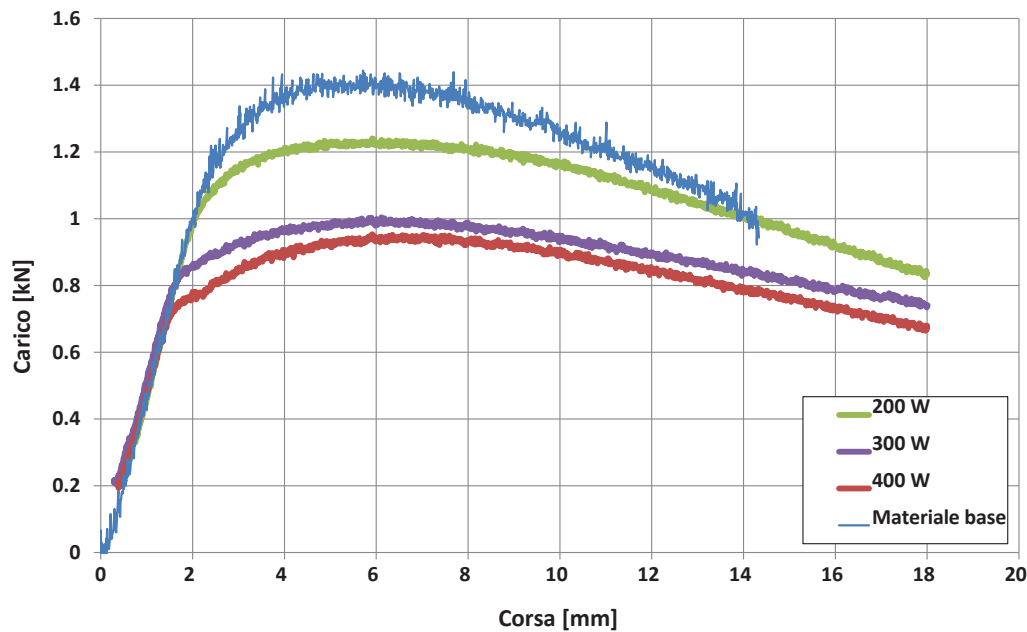


Figura 2.56: Piegatura di campioni trattati a passata multipla

Ciò dimostra come la presenza di strutture martensitiche ai lati della zona rinvenuta rendano comunque fragile il materiale. Per quanto riguarda le prove effettuate sui campioni trattati in multi-passata la situazione è radicalmente differente: il grafico di figura 2.56 mostra come le tre modalità di trattamento consentano di ottenere la completa piegatura del provini senza portarli a rottura e che all'aumentare della potenza LASER diminuisce il carico necessario a compiere l'operazione. Il grafico di figura 2.57 mostra l'influenza della velocità di piegatura ( $v_p$ ) su un campione trattato in multi-passata con  $P = 300$  W: le tre curve sono perfettamente sovrapposte, sintomo che il mate-



riale è sufficientemente duttile da non risentire particolarmente della velocità di deformazione. In figura 2.58 sono mostrate le fotografie di tre campioni soggetti a piegatura: si nota chiaramente come quello trattato con passata multipla non abbia subito alcun danneggiamento.

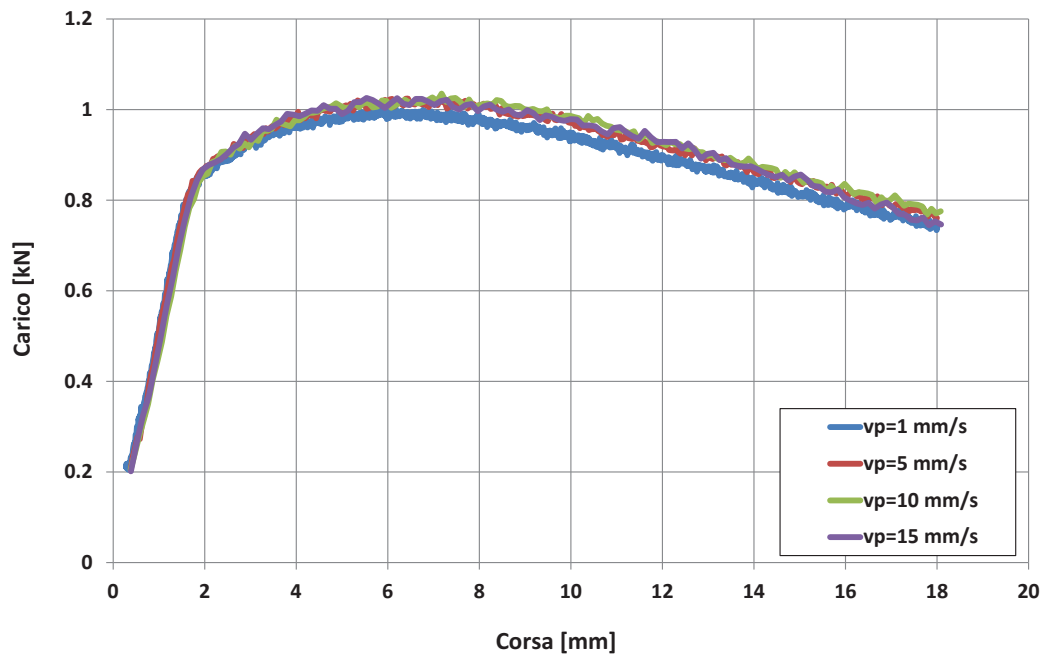


Figura 2.57: Piegatura di campioni trattati a passata multipla, influenza della velocità di piegatura:  $P = 300 \text{ W}$

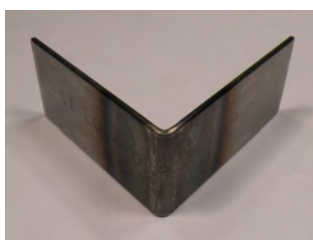
In merito all'attività descritta nel presente paragrafo è doverosa una precisazione: la scala dimensionale delle zone trattate in questa sede è molto maggiore rispetto a quella caratteristica dei giunti saldati. Questa condizione è stata resa necessaria dalle caratteristiche delle attrezzature a disposizione, le quali, con particolare riferimento alla sorgente in regime continuo ed al relativo sistema di movimentazione usati per il post trattamento di addolcimento, sono costruite ed ottimizzate per lavorazioni in scala "macro". Considerando il carattere esplorativo e preliminare dell'attività si sono assunti i risultati ottenuti comunque come validi ed indicativi anche in campo sub-millimetrico.



Materiale base



Doppia passata



Passata multipla

Figura 2.58: Esempio di campioni soggetti a piegatura

## 2.4 Saldatura di nastri in acciaio inossidabile

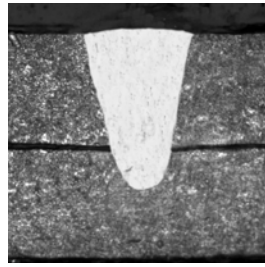
Alla luce dei risultati descritti nei paragrafi precedenti, l'ultima attività inerente la micro-saldatura con LASER ad impulsi corti ha riguardato la giunzione per trasparenza di nastri in acciaio inossidabile X8CrNi18-10 (AISI304). In particolare lo scopo di tale investigazione è stato quello di valutare una reale casistica di saldatura di componenti di piccolo spessore, che consentisse di eseguire prove di trazione sui campioni realizzati. La scelta del materiale di cui sopra è stata dettata innanzitutto dalla reperibilità dello stesso in un formato congeniale alla realizzazione di cordoni per trasparenza su campioni idonei ad essere poi sottoposti a prove di trazione. Allo scopo è stato utilizzato un nastro di spessore calibrato pari a  $100\text{ }\mu\text{m}$  e larghezza di  $12.5\text{ mm}$ . Attraverso un opportuno sistema di fissaggio si è provveduto a garantire, durante il processo, il giusto allineamento tra i lembi e un'adeguata pressione all'interfaccia di saldatura. Per quanto riguarda i parametri di processo si è deciso di adottare quelli relativi alle otto prove eseguite su acciaio C70, di cui al paragrafo 2.3.1.1 e 2.3.1.2, che hanno dato i migliori risultati in termini di qualità e morfologia del cordone, i cui parametri di processo sono riassunti in tabella 2.18. Per quanto riguarda i parametri fissi sono da

segnalare la potenza media  $P = 20 \text{ W}$  e la velocità di saldatura  $v = 50 \text{ mm/s}$ .

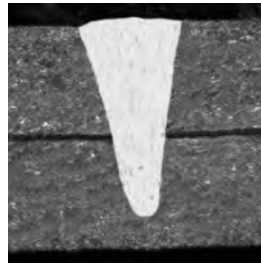
Provino N°	$P_p$ [kW]	$P_d$ [ns]	$P_{rr}$ [kHz]	$P_e$ [mJ]
Traz_1	5	8	500	0.04
Traz_2	3.5	8	700	0.03
Traz_3	5	30	133	0.15
Traz_4	1.5	50	266	0.08
Traz_5	1	50	400	0.05
Traz_6	1.5	100	133	0.15
Traz_7	1	100	200	0.1
Traz_8	1	200	100	0.2

Tabella 2.18: Legenda dei provini di micro-saldatura su acciaio inossidabile

In figura 2.59 sono mostrate le micrografie dei giunti realizzati: si nota chiaramente come la qualità, in termini di morfologia ed integrità del cordone, sia buona, non essendo evidenziate particolari porosità o irregolarità nella zona fusa. Il fattore di forma è, in generale, piuttosto basso, in accordo con le caratteristiche generali della saldatura LASER e la profondità di penetrazione è elevata, garantendo un'accettabile sezione resistente. Al pari di quanto rilevato nella saldatura bead on plate di acciaio C70 (paragrafo 2.3.1), anche in questo caso le massime profondità di penetrazione ed i fattori di forma minori si riscontrano nelle prove eseguite a potenza di picco non troppo elevata. Sempre in figura 2.59 è riportata anche la larghezza della sezione resistente  $L_r$  relativa ai cordoni ottenuti nelle varie prove: i valori si mantengono confinati approssimativamente tra i 50 ed i 65  $\mu\text{m}$ . Per valutare la qualità dei giunti sono state realizzate prove di trazione utilizzando una pressa Instron 8002 controllata in posizione e provvista di cella di carico da 2000 N, mentre la velocità di tiro è stata impostata pari a 0.01 mm/s. Dal punto di vista generale le prove hanno mostrato come tutti i cordoni si siano rotti nella giunzione saldata: questo risultato è in linea con le caratteristiche dimensionali della sezione resistente, la quale ha una larghezza di circa la metà dello spessore del nastro.



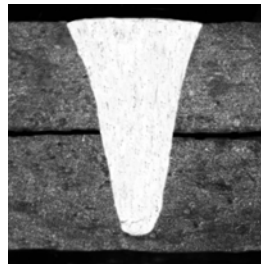
Traz\_1 ( $L_r = 55 \mu\text{m}$ )



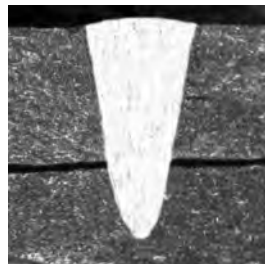
Traz\_2 ( $L_r = 50 \mu\text{m}$ )



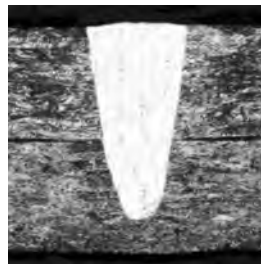
Traz\_3 ( $L_r = 63 \mu\text{m}$ )



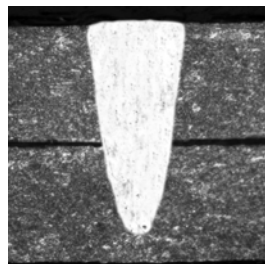
Traz\_4 ( $L_r = 61 \mu\text{m}$ )



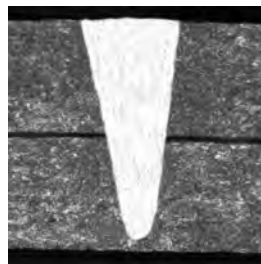
Traz\_5 ( $L_r = 54 \mu\text{m}$ )



Traz\_6 ( $L_r = 64 \mu\text{m}$ )



Traz\_7 ( $L_r = 62 \mu\text{m}$ )



Traz\_8 ( $L_r = 50 \mu\text{m}$ )

Figura 2.59: Micrografie dei cordoni ottenuti su acciaio inossidabile

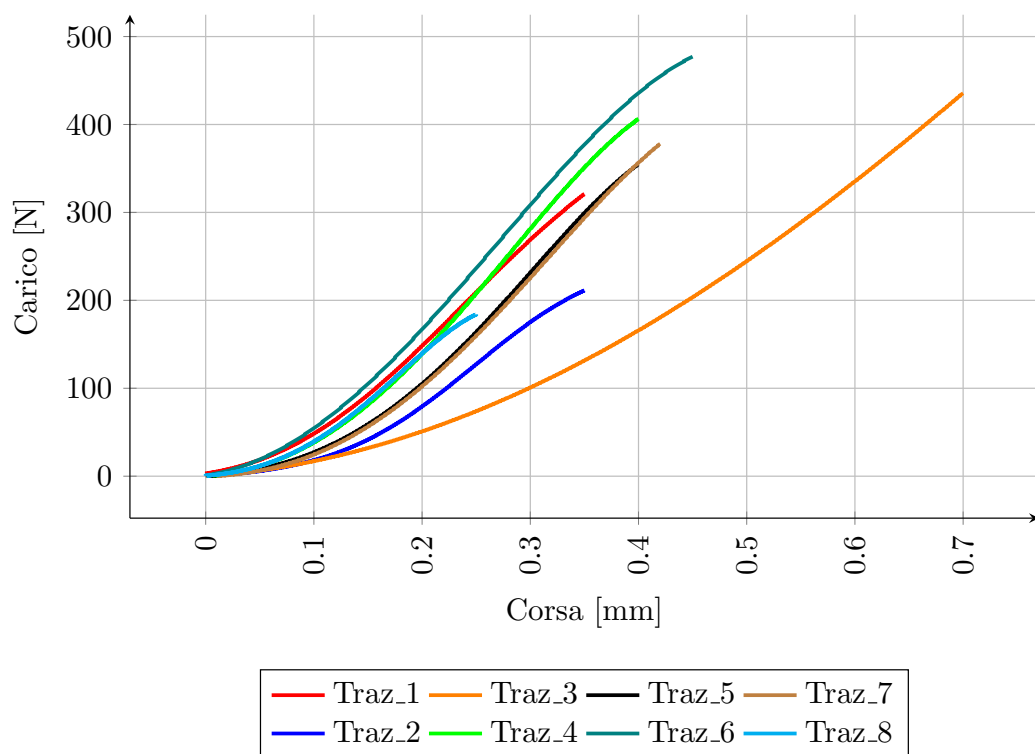


Figura 2.60: Risultati delle prove di trazione sui nastri saldati (cfr. tabella 2.18)

Dai diagrammi carico-corsa mostrati in figura 2.60 si possono trarre le seguenti considerazioni:

- I cordoni con sezione resistente maggiore hanno mostrato, come presumibile, il carico massimo più elevato.
- Non vi è una chiara proporzionalità tra le dimensioni della sezione resistente ed il carico di rottura: a fronte di una variazione del 30% sulla prima si hanno variazioni di oltre il 100% nella seconda. Questo effetto è dovuto a fattori esterni al cordone, quali ad esempio una maggiore o minore distanza tra i lembi nella zona di sovrapposizione, eventuali effetti intaglio all'inizio o alla fine del cordone, presenza di eventuali porosità o irregolarità morfologiche nella zona fusa.
- In generale, considerando il carattere esplorativo delle prove effettuate, la resistenza dei giunti è risultata soddisfacente.

- La non perfetta sovrapposizione delle curve è da attribuirsi sia a fattori intrinseci allo specifico campione, quali effetti intaglio, porosità, irregolarità nella zona fusa, sia a fattori derivanti dalle attrezzature di prova utilizzate, il quali, essendo destinate ad un uso in ambito “macro”, sono ottimizzate per carichi e corse molto maggiori rispetto a quelli effettivamente riscontrati in questa sede.

In merito all’attività appena descritta è opportuno sottolineare come questa non abbia assolutamente voluto essere esaustiva, in quanto il numero di campioni realizzati e le analisi condotte su di essi sono stati piuttosto limitati. L’idea era quella di valutare in modo semplice ma rigoroso l’applicabilità dei risultati ottenuti sull’acciaio ad elevato contenuto di carbonio ad una casistica di saldatura più vicina ad un’applicazione reale, avvallando inoltre, con prove meccaniche, i risultati puramente visivi desunti dalle micrografie. In merito a sviluppi futuri in questa direzione sarà opportuno caratterizzare morfologicamente la superficie esterna del cordone, per valutare la regolarità nel sormonto e la presenza di incisioni marginali, occorrerà eseguire prove volte alla rilevazione di cricche, porosità o difetti più o meno accentuati e sarà opportuno eseguire prove per correlare i parametri di processo alle difettologie eventualmente rilevate.

## 2.5 Conclusioni

L'attività di studio sulle micro-saldature mediante LASER ad impulsi corti ha messo in evidenza i seguenti risultati:

- Grazie all'elevato numero di parametri in gioco le moderne sorgenti LASER ad impulsi corti possono essere adattate alla saldatura di particolari meccanici su scala sub-millimetrica. Questo risultato suggerisce la possibilità di realizzare celle flessibili di lavorazione nelle quali, con un'unica sorgente e sullo stesso piazzamento, si possano realizzare lavorazioni tecnologicamente diverse tra loro, quali marcatura, ablazione, taglio e, naturalmente, saldatura.
- I parametri di processo devono essere tarati in modo tale da favorire fenomeni di liquefazione del materiale piuttosto che di vaporizzazione: alla luce di ciò si può affermare come il ruolo chiave sia giocato dalla potenza di picco e dall'energia per impulso.
- Per i valori più alti della potenza di picco i risultati migliori si ottengono quando l'energia per impulso è minima (e quindi è minima anche la durata dell'impulso).
- Quando la potenza di picco si porta intorno a  $1 - 2$  kW si ha la massima versatilità di processo in quanto si possono ottenere cordoni accettabili sia con durate dell'impulso basse che elevate ed inoltre si ottengono le massime profondità di penetrazione ed i minori fattori di forma.
- L'apporto termico specifico, inteso come il rapporto tra la potenza media di processo e la velocità di saldatura, non è l'unico parametro caratterizzante nei processi di saldatura LASER impulsati: a parità di questo parametro, variando le grandezze relative all'impulso, si possono ottenere risultati molto diversi tra loro, sia in termini di accettabilità che di morfologia e dimensioni del cordone.
- Nella saldatura bead on plate di acciai ad elevato contenuto di carbonio si sono ottenuti cordoni privi di cricche e con zone termicamente alterate pressoché assenti.

- Attraverso prove sperimentali si è dimostrata la fattibilità di massima relativamente ad un trattamento LASER di addolcimento post saldatura: sfruttando una strategia a passata multipla si è ottenuto un calo notevole della durezza sia nella zona fusa che nel materiale base.
- Nella saldatura per trasparenza di nastri sottili di acciaio inossidabile si sono ottenuti cordoni con sezione resistente compresa tra 50 e 65  $\mu\text{m}$  e resistenza meccanica superiore a 400 N.



## Capitolo 3

# Saldatura LASER ad elevata densità di potenza

### Indice

---

3.1	Generalità e premesse . . . . .	134
3.2	Background scientifico . . . . .	136
3.3	Saldatura LASER ad alta potenza di acciaio al carbonio . . . . .	138
3.3.1	Sperimentazione . . . . .	138
3.4	Conclusioni . . . . .	161

---

### 3.1 Generalità e premesse

Il panorama della saldature LASER, come più volte sottolineato nei capitoli precedenti, è molto vasto in virtù di molti fattori, i quali hanno portato in poco più di un decennio ad una diversificazione di questa classe di processi di lavorazione assolutamente non riscontrabile tra le tecnologie concorrenti. Alla luce di queste considerazioni non è semplice condurre una disamina univoca ed oggettiva che porti ad una classificazione generalizzata di questi fattori, tuttavia gli aspetti che principalmente hanno caratterizzato lo sviluppo e la diversificazione della tecnologia LASER sono i seguenti:

- L'architettura della sorgente ed il tipo di mezzo attivo, che determinano la lunghezza d'onda della radiazione.
- La qualità del fascio in uscita, che governa la sua focalizzabilità e quindi la brillantezza e la densità di potenza caratteristiche.
- Il regime di emissione della radiazione (continuo o impulsato).
- Rimanendo in ambito di sorgenti impulsive, la durata dell'impulso, che governa direttamente i meccanismi di interazione radiazione-materiale.
- La potenza caratteristica: si spazia da pochi W alle decine di kW.
- I sistemi di trasporto e focalizzazione del fascio: specchi, fibre ottiche, lenti e teste galvanometriche consentono una versatilità applicativa di assoluto rilievo per questa tecnologia.

Tra tutti questi aspetti, uno di quelli che per primo è risultato caratterizzante dei processi LASER applicati alla saldatura è la densità di potenza ottenibile: questo parametro può variare da frazioni di  $\text{W}/\text{cm}^2$  a centinaia di  $\text{MW}/\text{cm}^2$  e, in virtù di ciò, differenzia fortemente i procedimenti di giunzione mediante LASER da tutti gli altri. Agendo sulla densità di potenza si può passare dalle saldature puramente estetiche per conduzione, caratterizzate da penetrazioni di qualche decimo di mm, a cordoni realizzati in modalità key-hole caratterizzati da profondità di penetrazione di decine di mm ottenibili in una singola passata. Alla stregua di queste premesse si configura l'ultima attività di studio descritta in questa sede: se nel capitolo precedente è stato

analizzato un processo di saldatura ad elevata concentrazione di energia ma in regime impulsato, su piccoli spessori e con potenze medie molto basse, ora viene considerata la situazione opposta, in cui si ha una radiazione emessa in continuo con potenza molto elevata, per la saldatura di forti spessori. In particolare viene chiamata in causa una sorgente in fibra con potenza di 10 kW e diametro dello spot pari a  $150\text{ }\mu\text{m}$ , capace di erogare una densità di potenza di oltre  $60\text{ MW/cm}^2$ . Questa condizione di lavoro è senza dubbio lontanissima da quelle ottenibili con le tecnologie di saldatura tradizionali e costituisce l'elemento di "non convenzionalità" caratteristico di questa fase di studio. L'attività proposta ha contemplato la realizzazione di una campagna sperimentale su acciaio da costruzione in configurazione bead on plate, volta a valutare l'influenza dei principali parametri di processo, quali la potenza, la velocità di saldatura e la posizione focale, sui parametri dimensionali del cordone.

## 3.2 Background scientifico

Lo sviluppo degli studi inerenti la saldatura LASER ad alta densità di potenza ha seguito di pari passo l'evoluzione della tecnologia LASER stessa: partendo dai primi anni '70, in cui si parlava di sorgenti CO<sub>2</sub> da 1 kW [31], si è arrivati ai giorni nostri, in cui la spinta tecnologica ha portato alla realizzazione di sorgenti non solo ad elevata potenza, ma anche ad alta brillantezza, e quindi ad elevata focalizzabilità, consentendo l'ottenimento di densità di potenza assolutamente inimmaginabili solamente pochi anni fa. Alla luce di ciò è facile capire come e perché l'impegno da parte dei ricercatori ad entrare nel merito dei fenomeni di interazione LASER-materia all'aumentare delle densità di potenza sia stato costante negli ultimi 40 anni. A metà degli anni '80 la potenza relativa alle sorgenti CO<sub>2</sub> era già di 2 kW e cominciavano ad affermarsi le prime sorgenti allo stato solido Nd:YAG da qualche centinaio di W [63]. A metà degli anni '90 la potenza delle sorgenti CO<sub>2</sub> era già oltre i 4 kW e si cominciava a prestare grande attenzione alla qualità del fascio, alle caratteristiche di polarizzazione, alle emissioni di plasma ed alle problematiche di riflettività legate alla lunghezza d'onda [64, 65, 66]. Nello stesso periodo iniziava lo studio del comportamento del keyhole [67]. Nei primi anni 2000 le sorgenti allo stato solido multi-kW cominciavano ad affermarsi in ambito industriale, soprattutto grazie alla possibilità del trasporto del fascio in fibra ottica ed alla relativamente bassa lunghezza d'onda [68]. Vari studi furono intrapresi allo scopo di ampliare gli ambiti applicativi della saldatura LASER, soprattutto nella direzione dei processi con materiali d'apporto ed ibridi [69], mentre continuavano gli studi inerenti la dinamica del keyhole [70]. Nella seconda metà degli anni 2000 le sorgenti a fibra ed a disco rivoluzionarono il concetto di densità di potenza grazie a potenze di oltre 5 kW e qualità del fascio assolutamente sconosciute fino ad allora, in particolare relativamente alle sorgenti allo stato solido. Queste nuove condizioni energetiche portavano a profondità di penetrazione e velocità di saldatura del tutto inesplorate e vari studi posero in evidenza come l'ottenimento di cordoni privi di difetti dipendeva fortemente dal tipo di materiale, dai parametri di processo e dalle specifiche condizioni operative [71, 72]. Gli anni successivi al 2010 furono caratterizzati dal superamento della soglia dei 10 kW per

quanto riguarda la potenza della radiazione: Zhang et al. [73] proposero l'utilizzo di una sorgente a disco per la saldatura multi-passata su acciaio di spessore fino 50 mm. Per quanto riguarda gli studi più recenti nell'ambito delle saldature ad altissima densità di potenza è da sottolineare come, nella maggior parte dei casi, gli autori stiano concentrando gli sforzi nel trovare correlazioni certe tra fenomeni osservabili dall'esterno durante il processo e la qualità finale del cordone [74, 75, 76]. Come sottolineato in precedenza, infatti, in queste condizioni di lavoro i risultati, in termini di morfologia del cordone, presenza di porosità, cricche, o difetti superficiali, dipendono da innumerevoli fattori non facilmente controllabili e risulta, quindi, complesso stabilire in maniera generalizzata ed univoca quali siano i parametri di processo ottimali per l'ottenimento di un certo risultato. Nella saldatura a profondissima penetrazione, infatti, molti fenomeni concorrono alla caratterizzazione del risultato finale: presenza di vapori metallici e plasma ad alta temperatura, moti turbolenti della fase liquida, un keyhole molto profondo e sottile, che può portare facilmente all'intrappolamento di gas nella fase liquida. Tutti questi fattori dipendono fortemente dai parametri di processo, dal materiale e dalle condizioni operative e sono interconnessi tra loro, influenzando fortemente i risultati ottenibili. In questa direzione Kawahito et al. [77], nel 2009, avevano già condotto esperimenti di saldatura su acciaio inossidabile con potenza pari a 10 kW, ponendo in evidenza le considerazioni di cui sopra. Alla luce di queste considerazioni, l'attività proposta in questa sede si prefigge lo scopo di valutare l'influenza dei principali parametri di processo sulla realizzazione di cordoni mediante LASER ad elevata densità di potenza, utilizzando una campagna sperimentale opportunamente studiata ed analizzatandone i risultati con tecniche di Design Of Experiment.

## 3.3 Saldatura LASER ad alta potenza di acciaio al carbonio

### 3.3.1 Sperimentazione

#### 3.3.1.1 Attrezzature e parametri di processo

La sperimentazione oggetto di questa ultima parte dell'elaborato è stata condotta utilizzando una sorgente LASER Yb:Fiber IPG YLR-10000 con potenza in regime continuo massima pari a 10 kW. Per quanto riguarda il trasporto del fascio è stata utilizzata una fibra ottica con diametro del core  $D_f = 100 \mu\text{m}$  ed un sistema di focalizzazione costituito da un collimatore con lunghezza focale  $f_c = 200 \mu\text{m}$  ed una lente di focalizzazione con lunghezza focale  $f_f = 300 \mu\text{m}$ . Da questi parametri si possono calcolare il diametro teorico minimo dello spot  $D_0$  (equazione 3.1) e la massima densità di potenza teorica erogabile  $P_{dens}$  (equazione 3.2).

$$D_0 = D_f \frac{f_f}{f_c} = 150 \mu\text{m} \quad (3.1)$$

$$P_{dens} = \frac{4 \cdot 10000}{\pi D_0^2} = 56.7 \text{ MW/cm}^2 \quad (3.2)$$

Per quanto riguarda il materiale è stato scelto un piatto di 20 mm di spessore in acciaio al carbonio per impieghi strutturali S355J2, sul quale sono stati realizzati i cordoni in configurazione bead on plate, al fine di svincolare completamente le caratteristiche morfologiche del cordone dalle problematiche legate all'accostamento dei lembi. Per quanto riguarda i parametri variabili, questi ultimi sono stati scelti come mostrato in tabella 3.1.

Potenza $P$ [kW]	4, 6, 10
Velocità $v$ [m/min]	1, 2, 3
Posizione focale $d_{ef}$ [mm]	0, -2.5, -5

Tabella 3.1: Parametri variabili

La pianificazione dell'esperimento è stata realizzata come un piano fattoriale a tre parametri e tre livelli ciascuno, per un totale di 27 prove, come mostrato

in tabella 3.2. L'esecuzione dei vari cordoni è stata randomizzata al fine di mitigare l'effetto dei fenomeni di disturbo esterni sui risultati delle prove.

Prova N°	Potenza [kW]	Velocità [m/min]	Posizione focale [mm]
1	10	1	0
2	10	2	0
3	10	3	0
4	6	1	0
5	6	2	0
6	6	3	0
7	4	1	0
8	4	2	0
9	4	3	0
10	10	1	-2.5
11	10	2	-2.5
12	10	3	-2.5
13	6	1	-2.5
14	6	2	-2.5
15	6	3	-2.5
16	4	1	-2.5
17	4	2	-2.5
18	4	3	-2.5
19	10	1	-5
20	10	2	-5
21	10	3	-5
22	6	1	-5
23	6	2	-5
24	6	3	-5
25	4	1	-5
26	4	2	-5
27	4	3	-5

Tabella 3.2: Piano dell'esperimento

Tutte le prove sono state realizzate utilizzando come gas di copertura elio a 10l/min e con il fascio ortogonale alla superficie di lavoro. Per favorire l'ottenimento di un numero adeguato di campioni per ogni cordone e garantire la completa stabilizzazione della potenza, il percorso di saldatura è stato scelto con una lunghezza pari a 100 mm.

### 3.3.1.2 Caratterizzazione del fascio

Al fine di conoscere tutte le caratteristiche della radiazione emessa dalla sorgente, il fascio è stato analizzato attraverso un'attrezzatura di misura Primes PM-100 ed FM-120, utilizzando un valore di potenza di riferimento pari a 900 W.

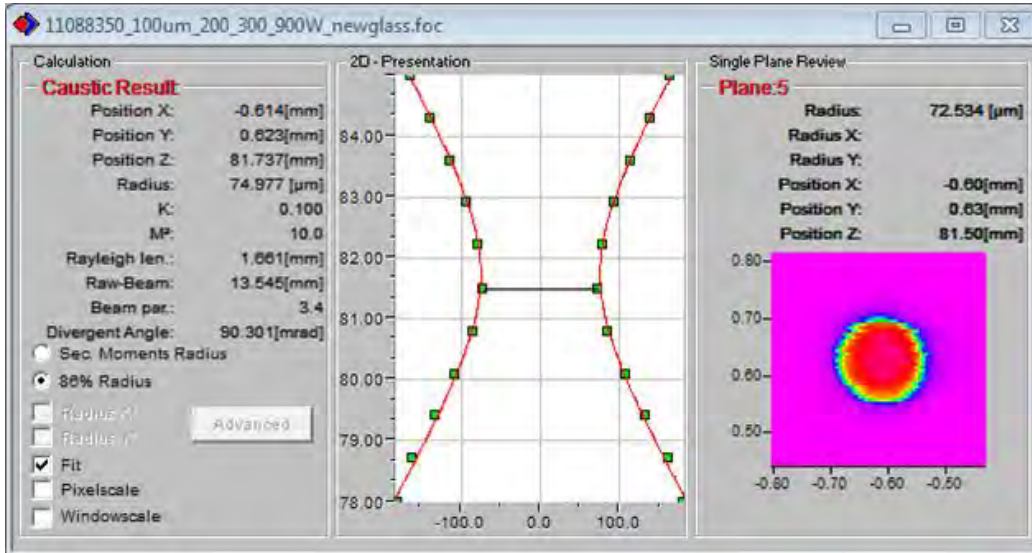


Figura 3.1: Parametri relativi alla caustica del fascio

In figura 3.1 sono riportati tutti i dati principali misurati:

- $M^2 = 10$  e quindi  $BPP = 3.4$ .
- Diametro di focalizzazione  $D_0 = 150.7 \mu\text{m}$ , in accordo con quanto calcolato in via teorica nel paragrafo precedente.
- Lunghezza di Rayleigh  $R_L = 1.66 \text{ mm}$ .
- Divergenza  $\theta_0 = 90.3 \text{ mrad}$ .



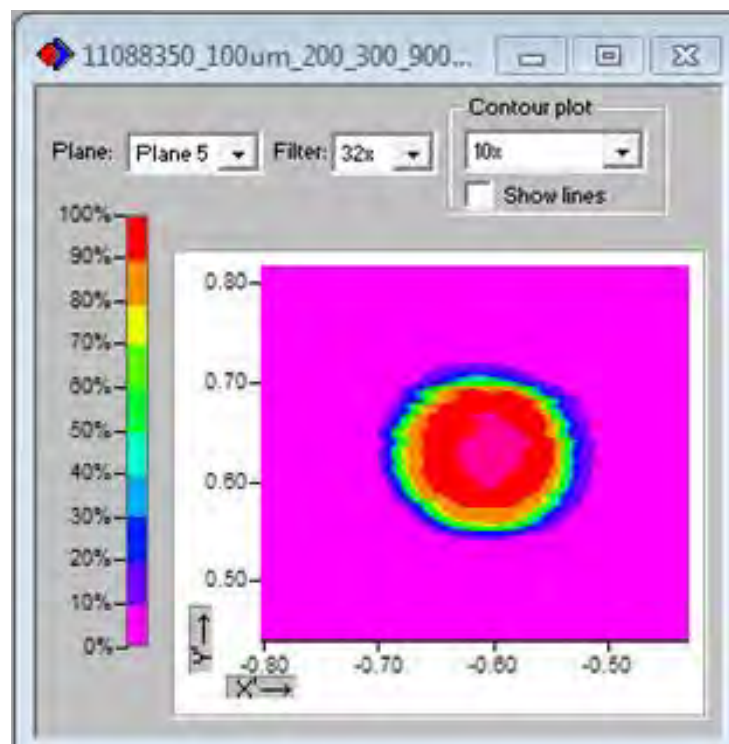
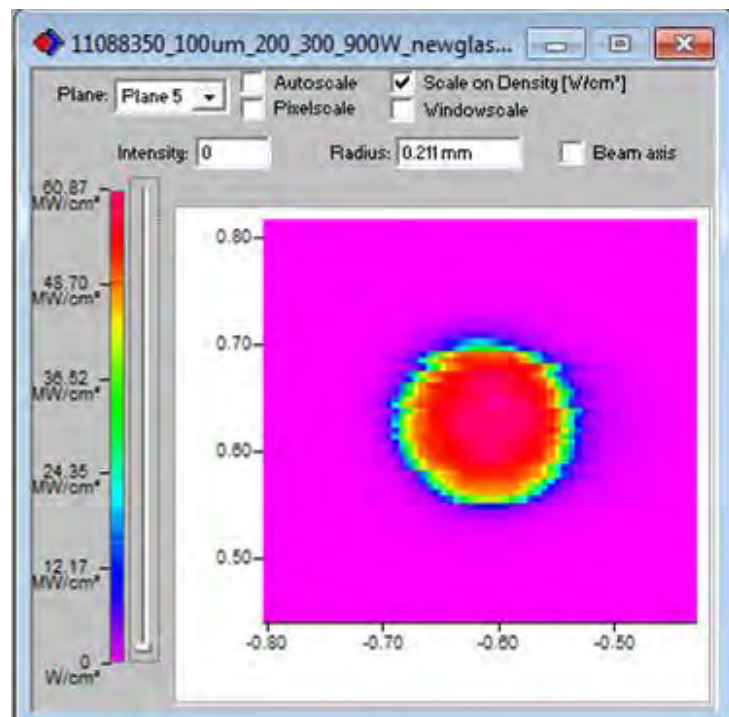


Figura 3.2: Parametri relativi alla distribuzione di intensità del fascio

In figura 3.2 sono mostrati i profili spaziali di distribuzione dell'intensità del fascio sul piano di massima focalizzazione: si nota il valore massimo rilevato nel centro pari a  $60.87 \text{ MW/cm}^2$ , del tutto in linea con quello teorico calcolato nel paragrafo precedente.

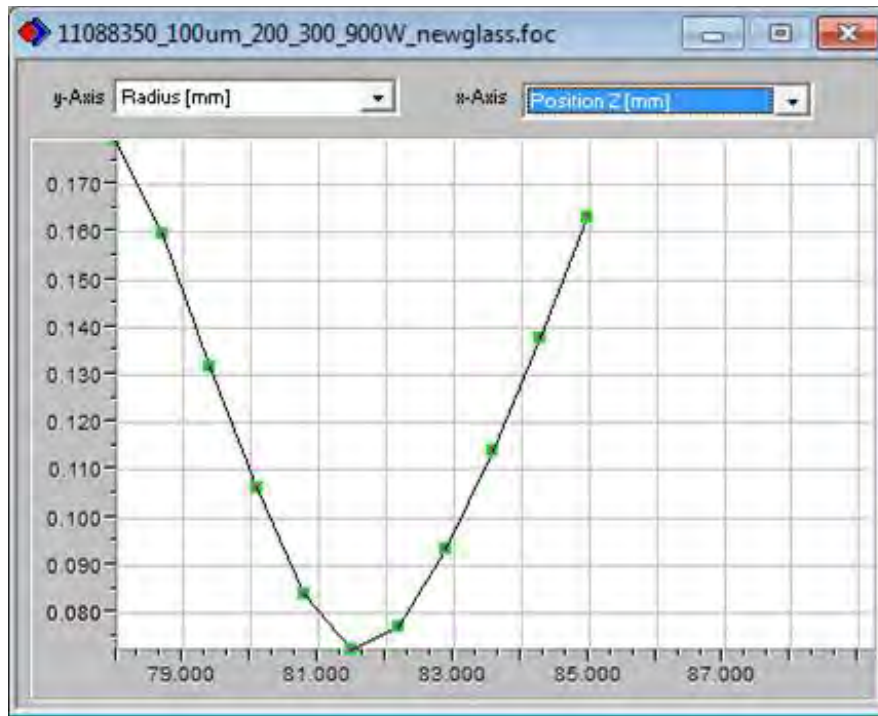


Figura 3.3: Relazione tra posizione assiale e larghezza del fascio

In figura 3.3 è rappresentato in due dimensioni l'andamento del profilo esterno del fascio in funzione della posizione assiale, mentre in figura 3.4 si può valutare l'assialsimmetria del fascio attraverso l'andamento dell'intensità su due piani ortogonali tra loro e contenenti l'asse del fascio stesso. Da ultimo, in figura 3.5, si può vedere la distribuzione 3D dell'intensità del fascio in corrispondenza del piano di massima focalizzazione. Per quanto riguarda le misure sulla potenza effettiva erogata, queste ultime hanno confermato pienamente i dati di targa della macchina.

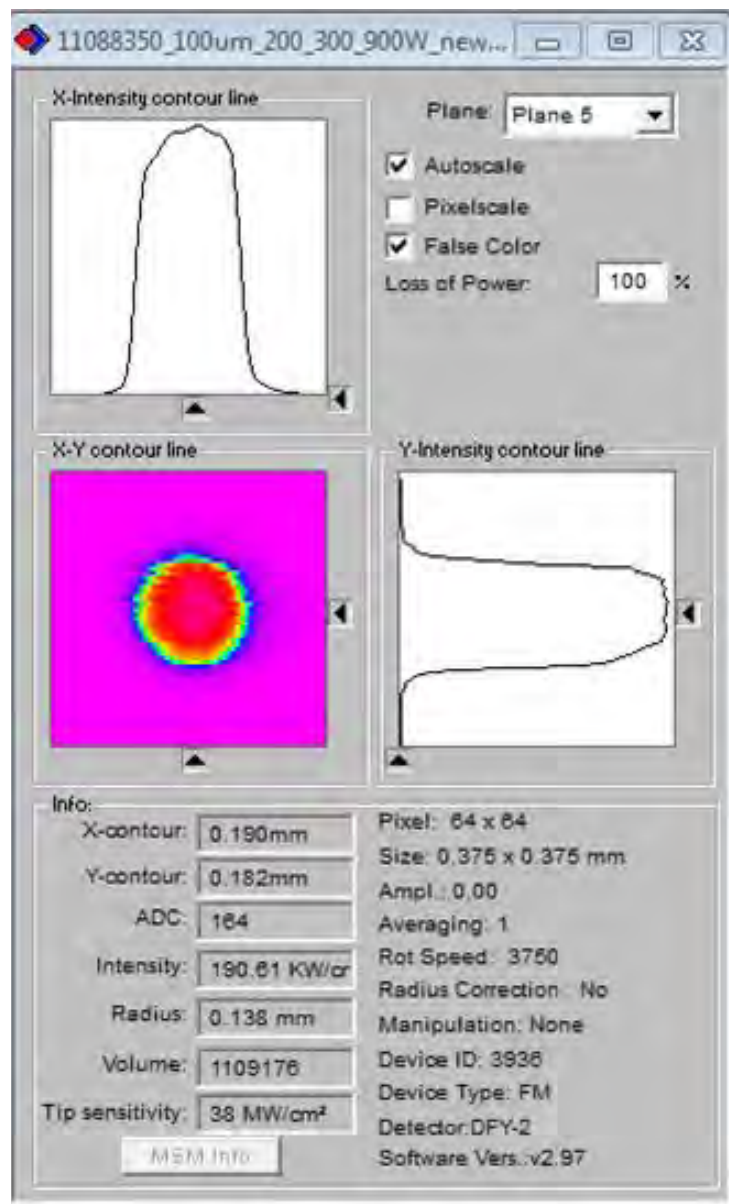


Figura 3.4: Distribuzione spaziale dell'intensità

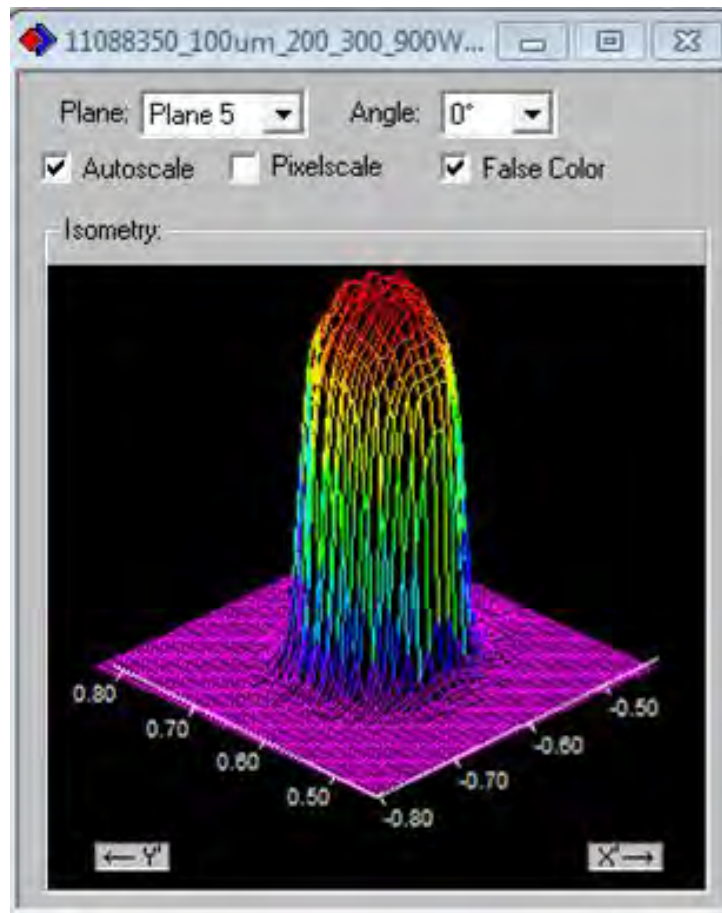


Figura 3.5: Distribuzione tri-dimensionale dell'intensità

### 3.3.1.3 Risultati

I cordoni realizzati sono stati sezionati trasversalmente in corrispondenza di circa la metà del percorso di saldatura e si è provveduto ad inglobarli, lapparli ed attaccarli chimicamente con reagente Nital al 2%, per mettere in evidenza la zona fusa e le varie microstrutture. Per quanto riguarda la rilevazione dei risultati sono state misurate la larghezza e la profondità di penetrazione di ogni cordone, come mostrato in tabella 3.3.

Prova N°	Potenza [kW]	Velocità [m/min]	Posizione focale [mm]	Larghezza [mm]	Profondità [mm]
1	10	1	0	6.4	11.5
2	10	2	0	3.8	11.1
3	10	3	0	2.7	10.1
4	6	1	0	5.0	8.3
5	6	2	0	3.1	7.8
6	6	3	0	2.2	7.6
7	4	1	0	4.4	6.5
8	4	2	0	2.6	6.3
9	4	3	0	2.0	6.0
10	10	1	-2.5	6.2	14.4
11	10	2	-2.5	4.0	12.0
12	10	3	-2.5	2.5	9.0
13	6	1	-2.5	3.9	11.4
14	6	2	-2.5	2.7	9.7
15	6	3	-2.5	2.0	8.2
16	4	1	-2.5	2.5	8.4
17	4	2	-2.5	2.0	6.8
18	4	3	-2.5	1.8	6.4
19	10	1	-5	4.7	14.3
20	10	2	-5	4.1	11.1
21	10	3	-5	2.7	7.7
22	6	1	-5	3.7	11.1
23	6	2	-5	2.8	8.5
24	6	3	-5	2.3	6.4
25	4	1	-5	2.9	6.7
26	4	2	-5	2.5	4.8
27	4	3	-5	2.1	3.7

Tabella 3.3: Risultati sperimentali

In figura 3.6-3.11 sono riportati i grafici relativi agli andamenti della profondità di penetrazione e della larghezza dei cordoni realizzati, dai quali si possono trarre le seguenti considerazioni:

- Come del tutto aspettato, sia la profondità di penetrazione che la larghezza del cordone diminuiscono all'aumentare della velocità ed al diminuire della potenza, in quanto, in queste condizioni diminuisce l'apporto termico specifico.
- Passando da una saldatura con piano focale del fascio sulla superficie del pezzo ( $d_{ef} = 0$ ) ad una con piano focale rientrato all'interno del pezzo ( $d_{ef} = -2.5$ ), la profondità di penetrazione tende a divenire maggiore, tuttavia aumentando ulteriormente la defocalizzazione (passando da  $d_{ef} = -2.5$  a  $d_{ef} = -5$ ) l'effetto diventa molto meno marcato. Ciò suggerisce come, probabilmente, vi sia un valore ottimale di  $d_{ef}$  per il quale  $P_{pen}$  è massimo ed oltre il quale non conviene andare. La defocalizzazione influisce anche sul tasso di diminuzione della profondità di penetrazione al diminuire della velocità: per  $d_{ef} = 0$  la diminuzione di  $P_{pen}$  al diminuire di  $v$  è molto meno rapida rispetto a quanto non accada per i valori negativi dello stesso parametro (come chiaramente mostrato dalle micrografie di figura 3.12), mentre lo stesso non si può dire relativamente alla larghezza. Questo risultato suggerisce come, nella saldatura LASER ad elevata densità di potenza, sia molto importante l'ottimizzazione della posizione del piano focale rispetto al pezzo per massimizzare la profondità di penetrazione.
- All'aumentare della defocalizzazione lo scarto tra i valori di  $P_{pen}$ , misurati al variare della potenza, relativi alle velocità di saldatura più basse tende a essere molto maggiore rispetto a quello rilevato per le velocità più alte e lo stesso vale per i valori di  $L$ .

Osservando le micrografie di figura 3.12-3.14 si possono mettere in evidenza ulteriori particolari:

- All'aumentare dell'apporto termico specifico la zona termicamente alterata tende a diventare più estesa ed il fattore di forma del cordone aumenta vistosamente.

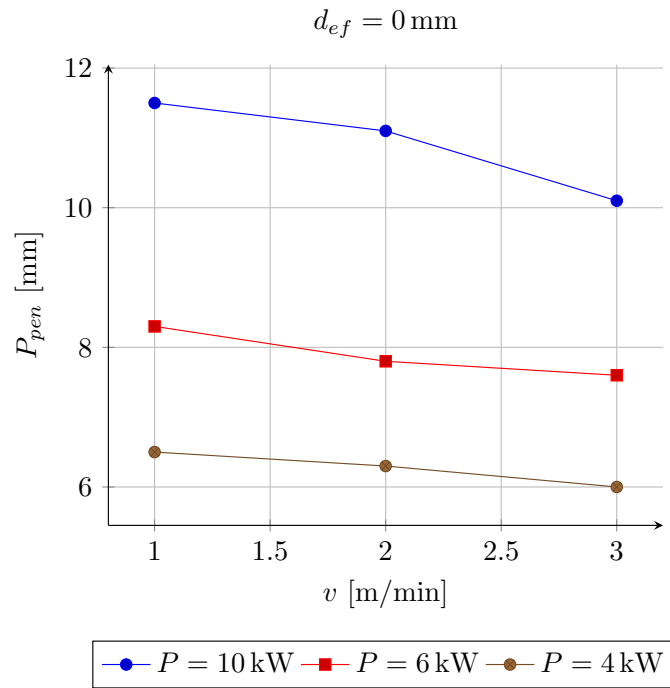


Figura 3.6: Andamento della profondità di penetrazione per  $d_{ef} = 0 \text{ mm}$

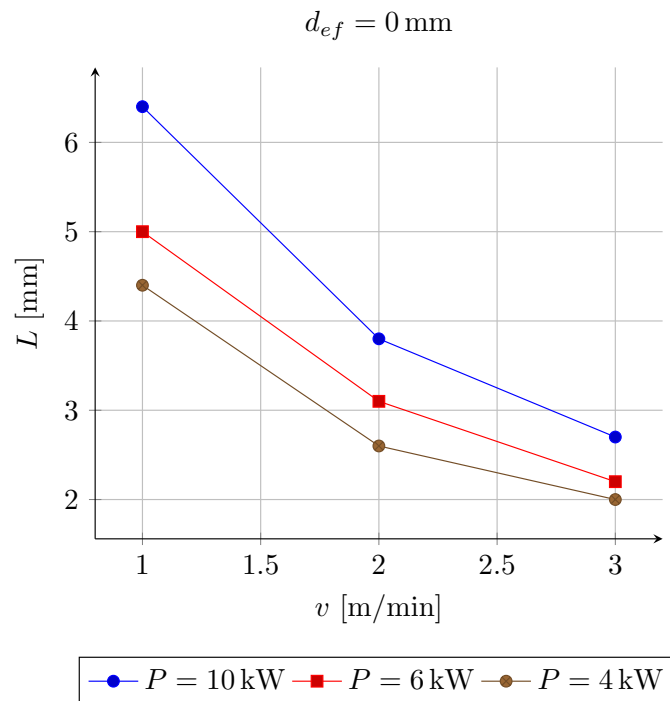


Figura 3.7: Andamento della larghezza per  $d_{ef} = 0 \text{ mm}$

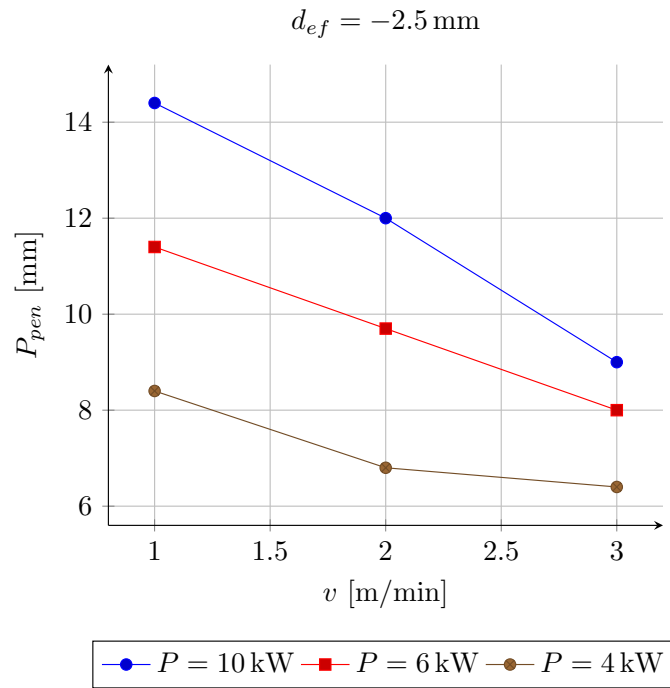


Figura 3.8: Andamento della profondità di penetrazione per  $d_{ef} = -2.5 \text{ mm}$

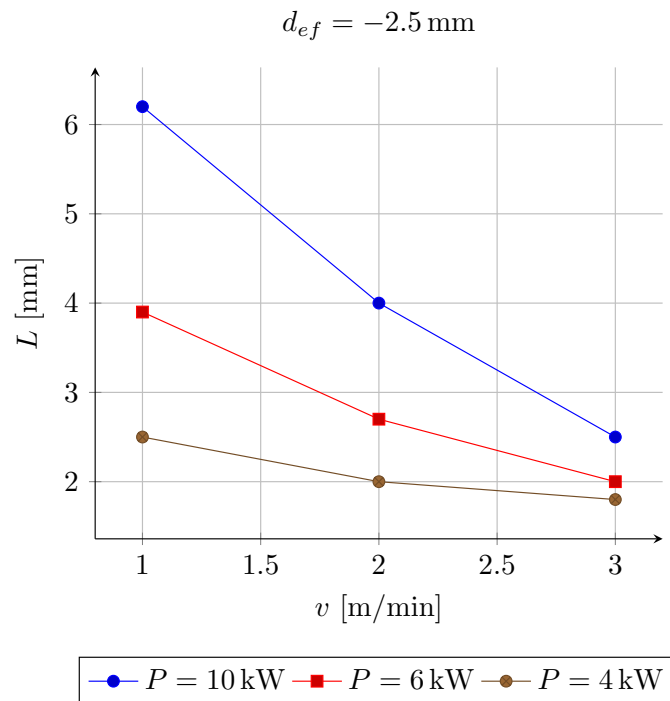


Figura 3.9: Andamento della larghezza per  $d_{ef} = -2.5 \text{ mm}$



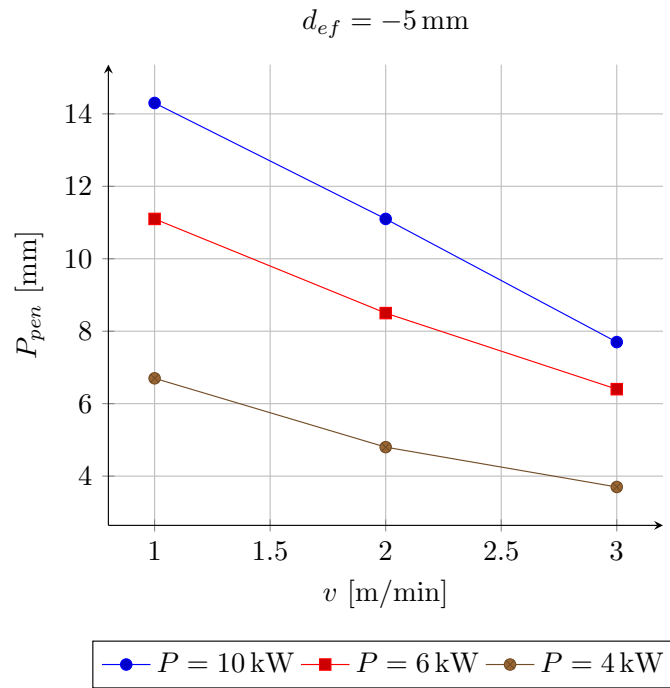


Figura 3.10: Andamento della profondità di penetrazione per  $d_{ef} = -5 \text{ mm}$

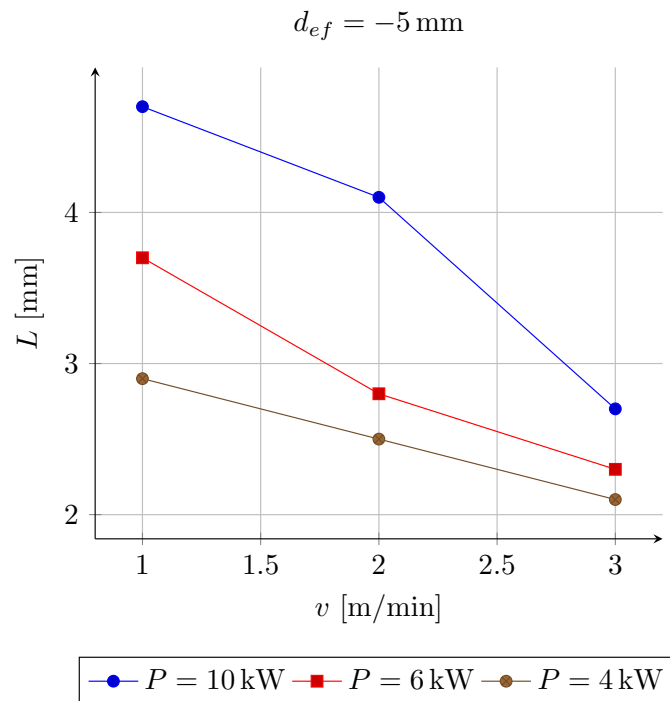


Figura 3.11: Andamento della larghezza per  $d_{ef} = -5 \text{ mm}$

- Spostando il piano focale all'interno del pezzo la forma del cordone cambia: la variazione della sezione è meno graduale, in quanto nella parte alta questa tende a rimanere più larga fino ad una certa profondità, per poi restringersi molto rapidamente.
- Vari cordoni presentano cricche evidenti, che si sviluppano verticalmente in corrispondenza dell'asse del cordone. La conformazione e la posizione di queste ultime porta a classificare tali difetti come cricche a caldo.

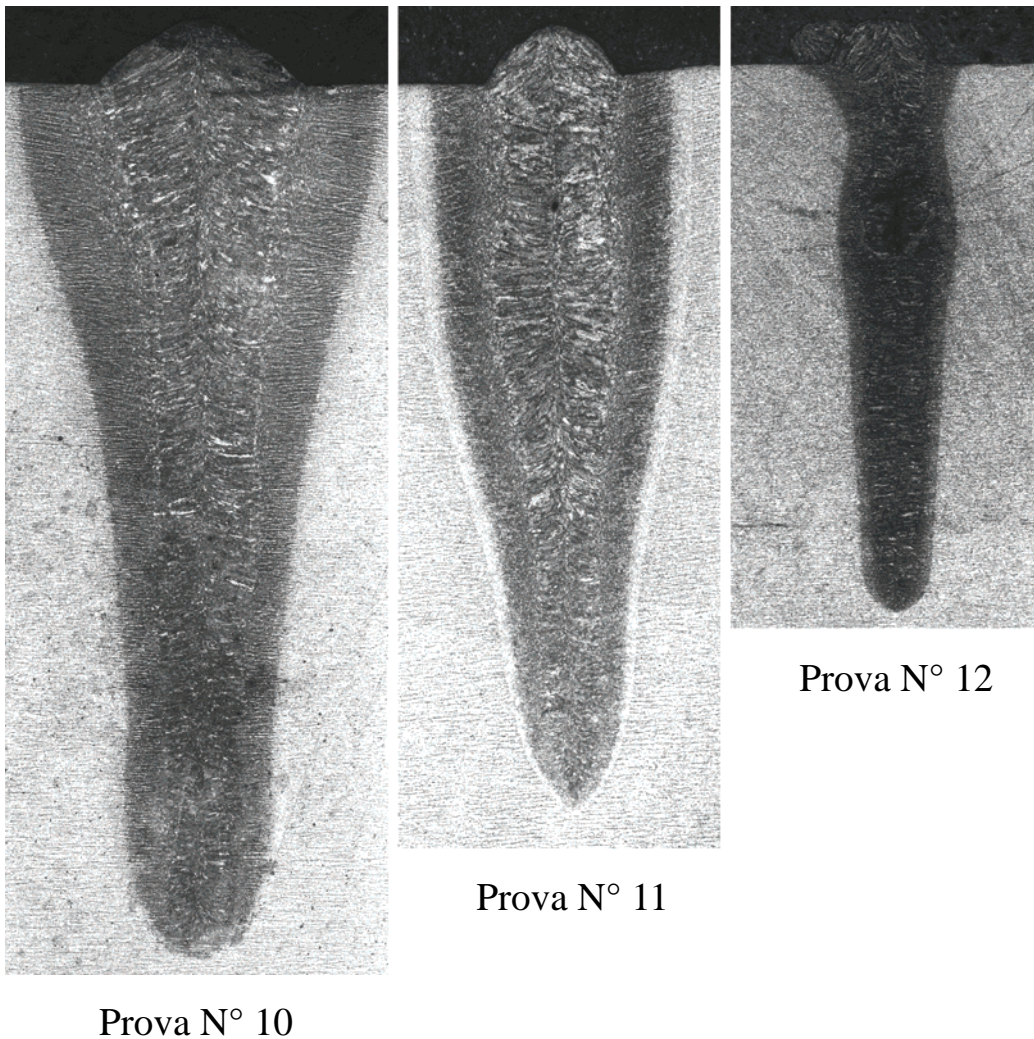
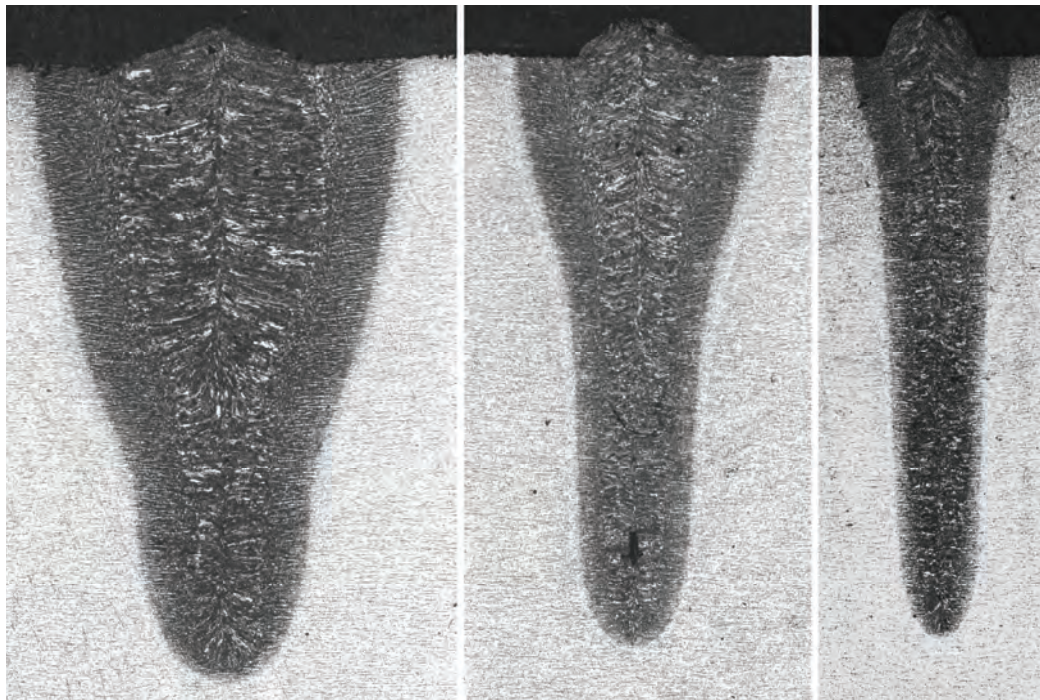


Figura 3.12: Micrografie:  $P = 10 \text{ kW}$ ,  $v = 1, 2, 3 \text{ m/min}$ ,  $d_{ef} = -2.5 \text{ mm}$

I cordoni maggiormente affetti da questa problematica sono quelli con

fattori di forma bassi ed in cui la sezione è piuttosto costante: tale risultato è in perfetto accordo con le modalità di formazione delle cricche a caldo. Durante il raffreddamento della fase liquida, infatti, le strutture dendritiche cominciano a solidificare immediatamente a ridosso del materiale solido, accrescendosi poi perpendicolarmente alle isoterme di solidificazione verso il centro del cordone. Quando la sezione di quest'ultimo è molto stretta e profonda le dendriti non hanno spazio per compenetrarsi correttamente in corrispondenza dell'asse verticale del giunto, determinando in questa zona un fronte a bassa resistenza meccanica nel quale vengono a concentrarsi tutte le fasi basso fondenti e le eventuali impurezze. Nel caso specificamente trattato in questa sede il fenomeno della criccabilità a caldo è senz'altro accentuato dalla presenza di fosforo e zolfo nel materiale base, considerando soprattutto che si è utilizzato un acciaio da carpenteria la cui composizione non è particolarmente affinata.



Prova N° 4

Prova N° 5

Prova N° 6

Figura 3.13: Micrografie:  $P = 6 \text{ kW}$ ,  $v = 1, 2, 3 \text{ m/min}$ ,  $d_{ef} = 0 \text{ mm}$



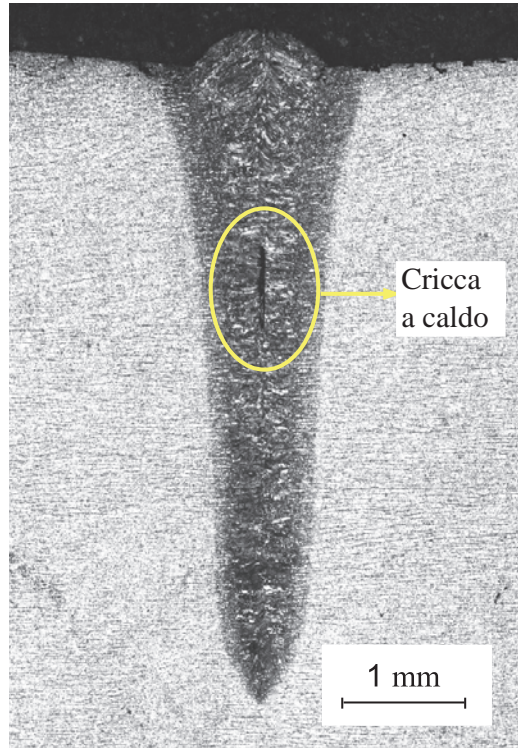


Figura 3.14: Micrografia:  $P = 4 \text{ kW}$ ,  $v = 3 \text{ m/min}$ ,  $d_{ef} = 0 \text{ mm}$

La maggior parte delle considerazioni esposte ai punti precedenti possono trovare una giustificazione fisico-scientifica osservando come varia la densità di potenza sulla superficie del pezzo in funzione della defocalizzazione e della potenza di saldatura (vedi tabella 3.4).

$d_{ef}$ [mm]	$D_{0s}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$P_{dens\_s}(10 \text{ kW})$ [MW/cm <sup>2</sup> ]	$P_{dens\_s}(6 \text{ kW})$ [MW/cm <sup>2</sup> ]	$P_{dens\_s}(4 \text{ kW})$ [MW/cm <sup>2</sup> ]
0.0	150	56.7	34.0	22.6
-2.5	260	18.8	11.3	7.5
-5.0	475	5.7	3.4	2.3

Tabella 3.4: Andamento della densità di potenza sulla superficie del pezzo ( $P_{dens\_s}$ ) al variare della defocalizzazione e della potenza

Quando  $d_{ef} = 0 \text{ mm}$  la massima densità di potenza agisce sulla superficie del pezzo e, essendo il fascio piuttosto divergente (la lunghezza di Rayleigh è di

appena 1.6 mm), tale grandezza cala molto rapidamente andando in profondità: in questa condizione il keyhole fatica ad estendersi al massimo spessore possibile. In tale situazione una diminuzione dell'apporto termico specifico, dovuta ad un aumento della velocità di saldatura, influenza in maniera meno marcata la profondità del keyhole in virtù del fatto che la densità di potenza sulla superficie del pezzo, che è il punto dove si innesca la formazione del keyhole stesso, è assolutamente sovrabbondante. Passando a  $d_{ef} = -2.5$  mm la densità di potenza in superficie ( $P_{dens.s}$ ) non è più quella massima, in quanto il piano focale è rientrato all'interno del pezzo: in queste condizioni l'innesco del keyhole è comunque garantito da valori dello stesso parametro sufficientemente elevati e la sua estensione lungo lo spessore del pezzo è massimizzata dal fatto che la porzione del fascio nell'intorno del piano focale interagisce con il materiale non in superficie ma in profondità. In questa situazione una diminuzione dell'apporto termico specifico, dovuta all'aumento della velocità di saldatura, ha un effetto molto più marcato rispetto al caso precedente sulla profondità di penetrazione, in quanto ora i valori di  $P_{dens.s}$  non sono più così elevati. Defocalizzando ulteriormente il fascio ( $d_{ef} = -5$  mm) la densità di potenza in superficie diventa molto bassa ed il keyhole può diventare meno stabile rispetto ai casi precedenti, impedendo una corretta interazione della porzione del fascio focalizzato con il materiale in profondità. Questa condizione porta ad una rapida diminuzione della profondità di penetrazione al diminuire della potenza ed all'aumentare della velocità di saldatura. Per quanto riguarda la formazione di cricche a caldo, le esperienze condotte in questa sede, se da una parte, come sottolineato in precedenza, giustificano la loro comparsa del tutto in accordo con la teoria generale riguardante le cricche stesse, dall'altra mettono in evidenza alcune modalità che sono parzialmente in contraddizione con queste linee guida. Analizzando i cordoni in cui questi difetti si sono presentati, infatti, si nota come preferenzialmente le cricche a caldo si siano verificate nei cordoni realizzati con apporti termici specifici bassi, nei quali, si hanno i fattori di forma in assoluto minori. Questa condizione è in antitesi con quanto solitamente indicato dalla letteratura sulle cricche a caldo, la quale suggerisce, tra i vari metodi per limitare la loro occorrenza, di utilizzare apporti termici specifici bassi per favorire un raffreddamento del giunto rapido, il quale consenta di attraversare l'inter-

vallo di temperature critico per la loro formazione con la maggiore rapidità possibile. In caso di saldatura LASER a profonda penetrazione, come mostrato dagli esperimenti proposti in questa sede, questa condizione passa in secondo piano, a causa del fatto che comunque, in questo tipo di processi, gli apporti termici specifici sono molto inferiori rispetto a quelli caratteristici delle tecnologie convenzionali. La velocità di raffreddamento in questo caso, infatti, è sempre molto rapida e probabilmente tende ad accentuare gli effetti negativi dovuti al fatto che, a causa del fattore di forma molto contenuto, le dendriti faticino ad accrescersi e a compenetrarsi efficacemente in corrispondenza dell'asse verticale del giunto, determinando una zona a bassa resistenza meccanica in cui facilmente si verifica la formazione di tali difetti indipendentemente dalla velocità di raffreddamento.

#### 3.3.1.4 Analisi statistica dei risultati

Al fine di valutare meglio il ruolo dei parametri di processo sui risultati ottenuti è stata condotta una serie di analisi di tipo statistico basate sulle tecniche di "Design Of Experiment". In primo luogo si sono calcolate relazioni matematiche che mettessero in relazione le variabili di uscita  $P_{pen}$  e  $L$  a quelle di ingresso degli esperimenti ( $P$ ,  $v$  e  $d_{ef}$ ) attraverso regressioni matematiche. In particolare sono stati utilizzati modelli quadratici (vedi equazione 3.3 e 3.4) secondo le seguenti indicazioni:

- Ogni parametro è moltiplicato per un coefficiente lineare.
- Ogni prodotto di parametri è moltiplicato per un coefficiente lineare di interazione.
- E' presente un termine noto.

$$\begin{aligned}
 P_{pen} = & \beta'_0 + \beta'_1 P + \beta'_2 v + \beta'_3 d_{ef} + \beta'_4 P^2 + \\
 & + \beta'_5 P v + \beta'_6 P d_{ef} + \beta'_7 v^2 + \beta'_8 v d_{ef} + \beta'_9 d_{ef}^2
 \end{aligned} \tag{3.3}$$

$$\begin{aligned}
 L = & \beta''_0 + \beta''_1 P + \beta''_2 v + \beta''_3 d_{ef} + \beta''_4 P^2 + \\
 & + \beta''_5 P v + \beta''_6 P d_{ef} + \beta''_7 v^2 + \beta''_8 v d_{ef} + \beta''_9 d_{ef}^2
 \end{aligned} \tag{3.4}$$

### Regressione relativa alla profondità di penetrazione.

Per quanto riguarda l'applicazione del modello di cui sopra alla regressione relativa alla profondità di penetrazione, in tabella 3.5 sono tabulati i dati relativi al calcolo dei coefficienti, mentre in equazione 3.5 è riportata la legge estrapolata, la quale approssima l'andamento della profondità di penetrazione in funzione della potenza, della velocità di saldatura e della defocalizzazione, con un coefficiente di correlazione  $R^2 = 97.35$ .

Term	Effect	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant		10.536	0.297	35.49	0.000	
$P$	5.067	2.533	0.128	19.75	0.000	1.04
$v$	-3.200	-1.600	0.129	-12.36	0.000	1.02
$d_{ef}$	0.044	0.022	0.129	0.17	0.867	1.02
$P \cdot P$	-2.050	-1.025	0.255	-4.03	0.001	1.04
$v \cdot v$	0.167	0.083	0.222	0.38	0.712	1.00
$d_{ef} \cdot d_{ef}$	-2.567	-1.283	0.222	-5.78	0.000	1.00
$P \cdot v$	-1.300	-0.650	0.154	-4.21	0.001	1.02
$P \cdot d_{ef}$	-0.504	-0.252	0.154	-1.63	0.121	1.02
$v \cdot d_{ef}$	1.950	0.975	0.157	6.20	0.000	1.00

Tabella 3.5: Coefficienti di regressione per la profondità di penetrazione

$$\begin{aligned}
 P_{pen} = & -3.08 + 2.788 P + 0.558 v - 1.563 d_{ef} - \\
 & - 0.1139 P^2 + 0.083 v^2 - 0.2053 d_{ef}^2 - \\
 & - 0.2167 Pv - 0.0336 Pd_{ef} + 0.3900 vd_{ef}
 \end{aligned} \tag{3.5}$$

Al fine di validare il modello sono state condotte due prove sperimentali con parametri compresi all'interno degli intervalli definiti nell'esperimento pilota ma non coincidenti, ovviamente, con quelli delle prove riportate in tabella 3.3. I risultati di tali esperimenti sono mostrati in tabella 3.6: si nota come la profondità di penetrazione calcolata dal modello e quella effettivamente misurata sul campione di competenza siano piuttosto simili, tanto che l'errore compiuto dal modello matematico si attesta a circa  $\pm 7\%$ . Considerando l'origine statistica di questa analisi ed i potenziali errori di misura che possono essere stati commessi durante la lettura dei parametri dimensionali del

cordone sulle micrografie realizzate, si può affermare come l'accuratezza del modello sia accettabile. In figura 3.15 sono rappresentati i grafici tridimensionali delle superfici di risposta relative a  $P_{pen}$  in funzione dei parametri di processo.

$P$	$v$	$d_{ef}$	$P_{pen}$ (reale)	$P_{pen}$ (modello)	$Errore$
[kW]	[m/min]	[mm]	[mm]	[mm]	%
7.5	1.5	-1.5	10.6	11.4	7.0
5.0	2.5	-3.5	7.9	7.3	-7.0

Tabella 3.6: Validazione modello:  $P_{pen}$

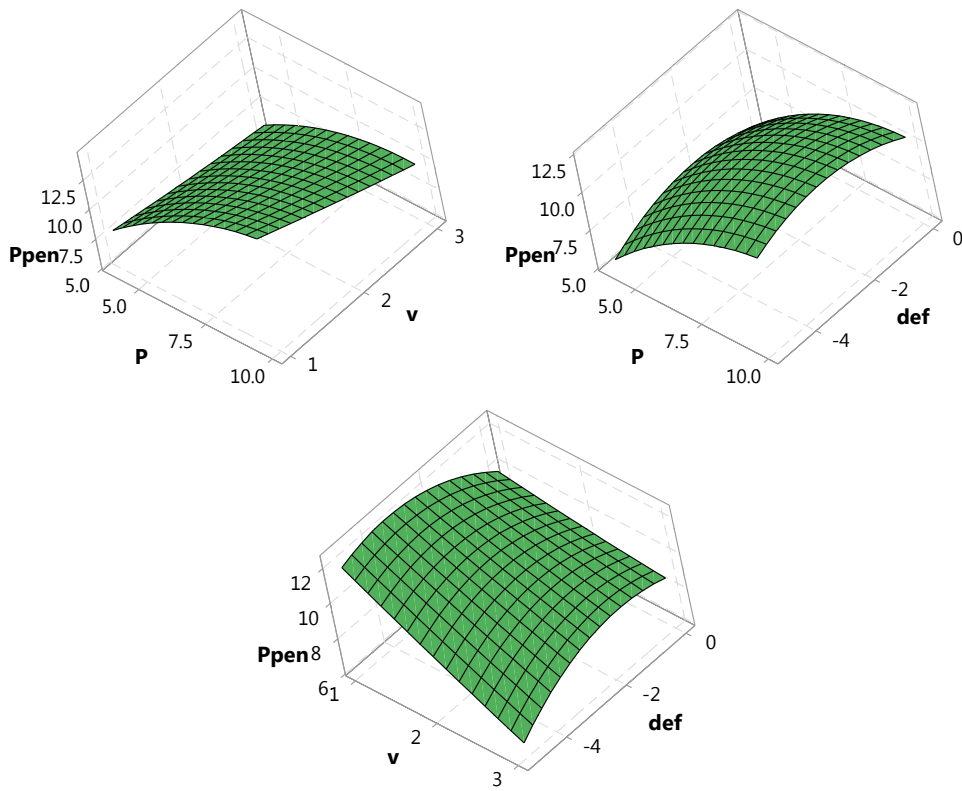


Figura 3.15: Superfici di risposta:  $P_{pen}$

Al fine di valutare l'effettiva influenza dei parametri di processo sui risultati ottenuti si è proceduto con l'analisi della varianza della campagna sperimentale condotta. Analizzando i valori relativi al fattore P riportati in tabella



3.7 si può notare come, statisticamente, non siano ritenuti influenti sulla profondità di penetrazione il grado di defocalizzazione ( $d_{ef}$ ), l'interazione della velocità con se stessa ( $v \cdot v$ ) e l'interazione della potenza con il grado di defocalizzazione ( $P \cdot d_{ef}$ ). Relativamente a queste grandezze, infatti, il P-value calcolato risulta maggiore di 0.05, ovvero del complemento a 1 del livello di confidenza (95%) assegnato per l'analisi della varianza qui proposta.

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	9	184.983	20.554	69.37	0.000
Linear	3	160.800	53.600	180.90	0.000
$v$	1	45.272	45.272	152.80	0.000
$P$	1	115.520	115.520	389.89	0.000
$d_{ef}$	1	0.009	0.009	0.03	0.867
Square	3	14.726	4.909	16.57	0.000
$v \cdot v$	1	0.042	0.042	0.14	0.712
$P \cdot P$	1	4.803	4.803	16.21	0.001
$d_{ef} \cdot d_{ef}$	1	9.882	9.882	33.35	0.000
2-Way Interaction	3	17.454	5.818	19.64	0.000
$v \cdot P$	6	5.258	5.258	17.75	0.001
$v \cdot d_{ef}$	1	11.408	11.408	38.50	0.000
$P \cdot d_{ef}$	1	0.789	0.789	2.66	0.121
Error	17	5.037	0.296		
Total	26	190.020			

Tabella 3.7: Analisi della varianza:  $P_{pen}$

### Regressione relativa alla larghezza del cordone.

Per quanto riguarda l'applicazione del modello di cui sopra alla regressione relativa alla larghezza del cordone, in tabella 3.8 sono tabulati i dati relativi al calcolo dei coefficienti, mentre in equazione 3.6 è riportata la legge estrapolata, la quale approssima l'andamento della larghezza del cordone in funzione della potenza, della velocità di saldatura e della defocalizzazione, con un coefficiente di correlazione  $R^2 = 95.46$ .

Term	Effect	Coef	SE Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant		2.989	0.180	16.61	0.000	
$P$	1.5889	0.7944	0.0778	10.21	0.000	1.04
$v$	-2.2560	-1.1280	0.0785	-14.37	0.000	1.02
$d_{ef}$	0.4869	0.2435	0.0785	3.10	0.006	1.02
$P \cdot P$	-0.033	-0.017	0.154	-0.11	0.915	1.04
$v \cdot v$	0.533	0.267	0.135	1.98	0.064	1.00
$d_{ef} \cdot d_{ef}$	0.533	0.267	0.135	1.98	0.064	1.00
$P \cdot v$	-0.9036	-0.4518	0.0936	-4.83	0.000	1.02
$P \cdot d_{ef}$	-0.0179	-0.0089	0.0936	-0.10	0.925	1.02
$v \cdot d_{ef}$	-0.7833	-0.3917	0.0953	-4.11	0.001	1.00

Tabella 3.8: Coefficienti di regressione per la larghezza del cordone

$$\begin{aligned}
L = & 3.57 + 0.589 P - 1.532 v + 0.632 D_{ef} - \\
& - 0.0019 P^2 + 0.267 v^2 + 0.0427 d_{ef}^2 - \\
& - 0.1506 P v - 0.0012 P d_{ef} - 0.1567 v d_{ef}
\end{aligned} \tag{3.6}$$

Anche in questo caso sono state condotte due prove sperimentali, nella stessa ottica di quelle menzionate al punto precedente, per validare il modello statistico. I risultati di tali prove sono mostrati in tabella 3.9: si nota come la larghezza del cordone calcolata dal modello e quella effettivamente misurata sul campione di competenza sono piuttosto simili, tanto che l'errore compiuto dal modello matematico si attesta a circa il 6%, che risulta, per le considerazioni di cui sopra, del tutto accettabile. In figura 3.16 sono rappresentati i grafici tridimensionali delle superfici di risposta relative a  $L$  in funzione dei parametri di processo.

$P$	$v$	$d_{ef}$	$P_{pen}$ (reale)	$P_{pen}$ (modello)	Errore
[kW]	[m/min]	[mm]	[mm]	[mm]	%
7.5	1.5	-1.5	3.9	4.0	2.6
5.0	2.5	-3.5	2.0	2.1	6.3

Tabella 3.9: Validazione modello:  $L$

Per quanto riguarda l'analisi della varianza, in questo caso, per le considerazioni viste relativamente alla profondità di penetrazione, in base ai dati di cui in tabella 3.10 si può dire che sulla larghezza del cordone non sono ritenuti statisticamente influenti l'interazione della velocità con se stessa ( $v \cdot v$ ), l'interazione della potenza con se stessa ( $P \cdot P$ ), l'interazione del grado di defocalizzazione con se stesso  $d_{ef} \cdot d_{ef}$  e l'interazione della potenza con il grado di defocalizzazione ( $P \cdot d_{ef}$ ).

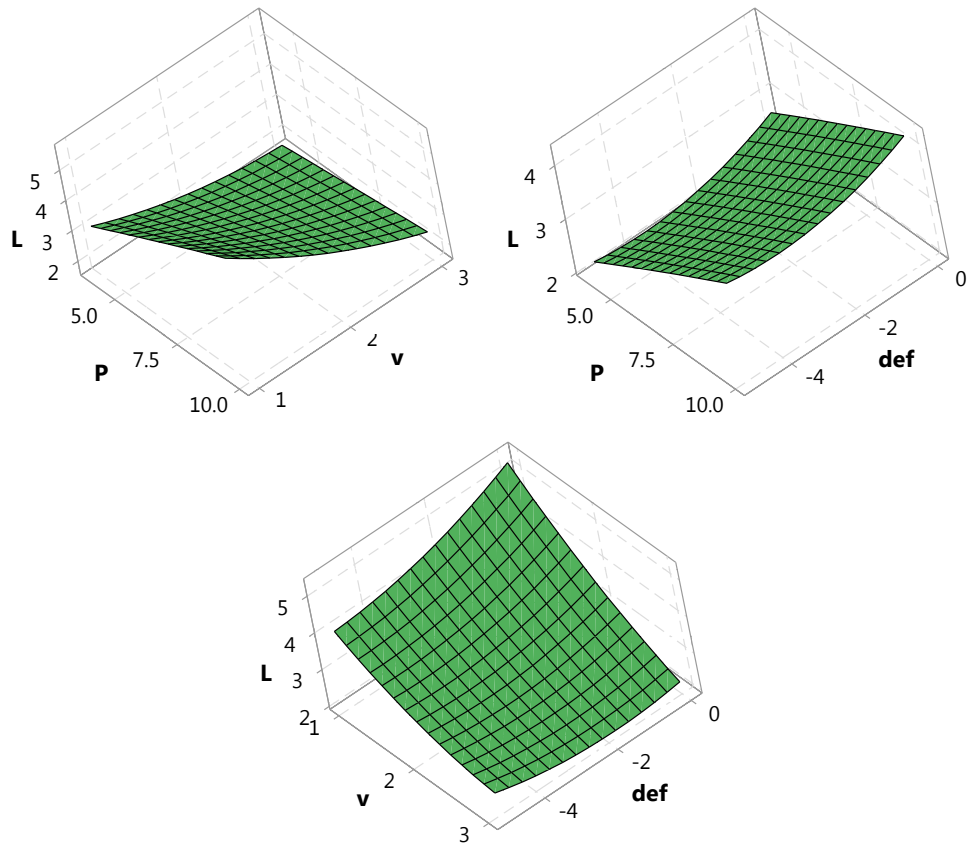


Figura 3.16: Superfici di risposta:  $L$

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	9	38.9552	4.3284	39.74	0.000
Linear	3	34.9088	11.6363	106.84	0.000
$v$	1	22.5002	22.5002	206.59	0.000
$P$	1	11.3606	11.3606	104.31	0.000
$d_{ef}$	1	1.0481	1.0481	9.62	0.006
Square	3	0.8546	0.2849	2.62	0.085
$v \cdot v$	1	0.4267	0.4267	3.92	0.064
$P \cdot P$	1	0.0013	0.0013	0.01	0.915
$d_{ef} \cdot d_{ef}$	1	0.4267	0.4267	3.92	0.064
2-Way Interaction	3	4.3819	1.4606	13.41	0.000
$v \cdot P$	1	2.5400	2.5400	23.32	0.000
$v \cdot d_{ef}$	1	1.8408	1.8408	16.90	0.001
$P \cdot d_{ef}$	1	0.0010	0.0010	0.01	0.925
Error	17	1.8515	0.1089		
Total	26	40.8067			

Tabella 3.10: Analisi della varianza:  $L$

### 3.4 Conclusioni

L'attività di studio sulle saldature ad alta densità di potenza ha permesso di mettere in evidenza i seguenti risultati:

- L'apporto termico specifico caratteristico del processo è sempre un fattore determinante, in quanto influenza direttamente sia la profondità di penetrazione che la larghezza del giunto.
- La posizione del piano focale rispetto alla superficie del pezzo gioca un ruolo fondamentale nel determinare come il resto dei parametri influenzino i risultati del processo. Posizionando infatti il punto di massima focalizzazione all'interno dello spessore del pezzo la profondità di penetrazione tende ad aumentare e la sua dipendenza dalla potenza diventa più marcata. Un aumento eccessivo del grado di defocalizzazione, a causa della forte diminuzione della densità di potenza sulla superficie del pezzo che questo comporta, tende ad annullare gli effetti sopra descritti e quindi si può affermare come esista un valore ottimale di questo parametro che dipende direttamente dalle caratteristiche del fascio e quindi del sistema ottico che lo trasporta.
- Il basso apporto termico specifico caratteristico di questo tipo di processi di saldatura, in particolare se paragonato a quello relativo alle tecnologie convenzionali, favorisce la formazione di cordoni molto snelli e profondi, caratterizzati quindi da un fattore di forma molto basso. Questa prerogativa tende a favorire il fenomeno della criccabilità a caldo del materiale, con modalità che dipendono direttamente dai parametri di processo. In particolare tutte le condizioni di lavoro che favoriscano un eccessivo abbassamento del fattore di forma portano ad un forte aumento nella probabilità che si generino cricche a caldo in corrispondenza del piano di simmetria verticale del cordone.



# Conclusioni generali

L'attività oggetto del presente elaborato ha trattato uno studio dei procedimenti di giunzione mediante LASER, con particolare attenzione ad ambiti applicativi caratterizzati da aspetti di innovatività. Alla luce di queste considerazioni sono stati investigati tre ambiti specifici radicalmente differenti tra di loro sia dal punto di vista tecnologico che dei materiali impiegati, ognuno caratterizzato da ben specifici aspetti peculiari di innovatività.

1. **Giunzione di particolari ibridi a struttura cellulare.** Con particolare riferimento a manufatti caratterizzati da una “pelle” esterna in materiale denso e da un riempimento in schiuma di alluminio, si è valutata la possibilità di realizzare giunzioni di componenti piani (pannelli AFS) e di tubi riempiti in schiuma. In merito alla prima casistica si è messo in evidenza come risulti molto complesso, considerando l'elevata estensione nelle due direzioni principali dei componenti, realizzare la giunzione dell'anima a struttura cellulare e come sia possibile ottenere cordoni di buona qualità sulla pelle esterna controllando in maniera estremamente accurata l'apporto termico specifico caratteristico del processo, per evitare il danneggiamento della schiuma sottostante. Per quanto riguarda la seconda casistica si è sottolineata la fattibilità di un post-trattamento di schiumatura localizzata nella zona di giunzione volto a ripristinare la continuità della struttura cellulare all'interfaccia tra i lembi. Sfruttando, infatti, l'assialsimmetria dei componenti tubolari e la grande versatilità del LASER in termini di gestione della densità di potenza erogata, si è messo a punto un procedimento volto alla schiumatura “in situ” di un precursore solido opportunamente posizionato all'interfaccia tra i lembi, individuandone l'area di fattibilità in termini di parametri di processo.

2. **Micro saldatura di acciai ad elevato contenuto di carbonio.** In questo caso si è valutata la possibilità di usare una sergente ad impulsi corti per realizzare saldature in scala sub-millimetrica su acciai non convenzionalmente utilizzati in questo tipo di processi. Lo studio ha messo in evidenza come, agendo opportunamente sui parametri di processo direttamente collegati alla pulsazione (energia per impulso, frequenza di ripetizione, potenza di picco e durata dell'impulso) si possano realizzare cordoni di buona qualità caratterizzati da profondità di penetrazione che varia da poche decine di  $\mu\text{m}$  a oltre  $200\ \mu\text{m}$ , utilizzando una sergente con potenza media di appena 20 W. In particolare si è dimostrato come, mantenendo la potenza di picco su valori compresi tra 1 e 2 kW, si possa spaziare in un range ampio di durate dell'impulso (e quindi di energie per impulso) per ottenere cordoni del tutto accettabili e caratterizzati da parametri dimensionali che possono essere variati per soddisfare le condizioni applicative più svariate. Questi risultati suggeriscono la possibilità di realizzare celle di lavoro multi-puopose basate su sorgenti LASER molto economiche, sulle quali si possano effettuare, sullo stesso piazzamento, lavorazioni tecnologicamente diverse tra loro, quali taglio, marcatura, ablazione e saldatura. Lo studio è stato completato da una serie di esperienze volte a valutare la possibilità di effettuare un post trattamento, sempre mediante LASER, di addolcimento del materiale dopo saldatura. Con l'aiuto della simulazione numerica, volta a prevedere il campo termico generato nel materiale, si è messa a punto una procedura di riscaldamento localizzato della zona adiacente al cordone che consente di abbassare drasticamente la durezza sia del materiale base che della zona fusa.
3. **Saldatura ad elevata densità di potenza di acciai da costruzione.** Quest'ultima parte di attività è caratterizzata dall'utilizzo di una sorgente LASER ad alta brillantezza in grado di erogare una densità di potenza pari a circa  $60\ \text{MW}/\text{cm}^2$ . Questa condizione si discosta di gran lunga da quelle ottenibili con i procedimenti di saldatura convenzionali e, in virtù di ciò, determina modalità di processo assolutamente non convenzionali. In questo caso si è messo in evidenza il ruolo della potenza, della velocità di saldatura e della posizione del piano focale



del fascio rispetto alla superficie del pezzo sulla morfologia e geometria del cordone. In particolare si è messo in evidenza come vi sia un valore ottimale della posizione del piano focale, che deve essere posizionato all'interno dello spessore del pezzo, per l'ottenimento della massima profondità di penetrazione. Si è osservato anche come defocalizzando il fascio all'interno del pezzo i parametri dimensionali del cordone diventano più sensibili alla variazione della potenza e della velocità di saldatura. Varie considerazioni sono state sottolineate in merito alla formazione di cricche a caldo durante il processo: il basso fattore di forma caratteristico dei cordoni ottenuti favorisce questo fenomeno che diventa, contrariamente a quanto osservato nei procedimenti tradizionali, tanto più marcato quanto minore è l'apporto termico specifico caratteristico del processo.



# Publicazioni

Le attività di ricerca riportate in questa sede hanno portato alla scrittura di diverse pubblicazioni, nazionali ed internazionali, sia su rivista che su atti di convegno. Per quanto riguarda l'attività pubblicatoria inerente la saldatura di componenti ibridi a struttura cellulare si segnalano:

- Ascari, A., & Campana, G. (2013). Application of Laser in Joining Aluminum Foam Hybrid Materials. In ASME 2013 International Manufacturing Science and Engineering Conference (pp. 1-8). ASME. doi:10.1115/MSEC2013-1057
- Campana, G., Ascari, A., & Fortunato, A. (2013). Laser foaming for joining aluminum foam cores inside a hollow profile. Optics & Laser Technology, 48, 331-336. doi:10.1016/j.optlastec.2012.11.005

Le pubblicazioni relative alla micro-saldatura con sorgenti LASER ad impulsi corti sono, invece, le seguenti:

- Fortunato, A., Ascari, A., Orazi, L., Campana, G., & Cuccolini, G. (2012). Micro welding of steels by nanosecond pulsed laser. In Proceedings of LPM2012 - the 13th International Symposium on Laser Precision Microfabrication (pp. 1-6).
- Fortunato, A., Ascari, A., Orazi, L., Cuccolini, G., Campana, G., & Tani, G. (2012). Numerical simulation of nanosecond pulsed laser welding of eutectoid steel components. Optics & Laser Technology, 44(7), 1999-2003. doi:10.1016/j.optlastec.2012.03.040
- Fortunato, A., Ascari, A., Campana, G., & Orazi, L. (2013). Short-pulse laser micro-welding of high carbon steels. In XI A.I.Te.M Conference - Enhancing the Science of Manufacturing (pp. 1-12). AITEM.

- Ascari, A., Fortunato, A., & Orazi, L. (2013). Microsaldatura laser di acciai ad elevato tenore di carbonio. *Rivista Italiana Della Saldatura*, 65(4), 507-513.
- Ascari, A., & Fortunato, A. (2014). Nanosecond pulsed laser welding of high carbon steels. *Optics & Laser Technology*, 56, 25-34. doi:10.1016/j.optlastec.2013.07.016

Per quanto riguarda lo studio delle saldature ad elevata densità di potenza si segnala:

- Ascari, A., Fortunato, A., & Orazi, L. (2014). High power fiber laser welding of carbon steel. In 67th IIW Annual Assembly & International Conference. In Press.

A fianco alle pubblicazioni di cui sopra, le quali sono direttamente scaturite dalle attività in oggetto, è opportuno citarne altre, le quali sono collegate agli studi effettuati, costituendone base di partenza o essendo scaturite da attività correlate:

- Tani, G., Orazi, L., Fortunato, A., Ascari, A., & Campana, G. (2011). Warm Laser Shock Peening: New developments and process optimization. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 60(1), 219-222. doi:10.1016/j.cirp.2011.03.115
- Ascari, A., Fortunato, A., Orazi, L., & Tani, G. (2011). Trattamento termico superficiale mediante LASER. *Applicazioni Laser*, 40-45.
- Ascari, A., Fortunato, A., Orazi, L., & Campana, G. (2012). The influence of process parameters on porosity formation in hybrid LASER-GMA welding of AA6082 aluminum alloy. *Optics & Laser Technology*, 44(5), 1485-1490. doi:10.1016/j.optlastec.2011.12.014
- Ascari, A., & Fortunato, A. (2012, January). Lavorazione ibrida di materiali innovativi. *Lamiera*, 28-30.
- Fortunato, A., Ascari, A., Orazi, L., Campana, G., & Cuccolini, G. (2012). Numerical evaluation of the reflectivity coefficient in laser surface hardening simulation. *Surface and Coatings Technology*, 206(14), 3179-3185. doi:10.1016/j.surfcoat.2011.12.043

- Fortunato, A., Ascari, A., Liverani, E., Orazi, L., & Cuccolini, G. (2013). A Comprehensive Model for Laser Hardening of Carbon Steels. In ASME 2013 International Manufacturing Science and Engineering Conference (p. 1-10). ASME. doi:10.1115/MSEC2013-1094
- Fortunato, A., Orazi, L., Cuccolini, G., & Ascari, A. (2013). An exhaustive model for the laser hardening of hypo eutectoid steel. In SPIE 8603, High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications II (Vol. 8603, p. 86030F-86030F-14). doi:10.1117/12.2007389
- Fortunato, A., Orazi, L., Cuccolini, G., & Ascari, A. (2013). Laser shock peening and warm laser shock peening: process modeling and pulse shape influence. In SPIE 8603, High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications II (Vol. 8603, p. 86030G-86030G-8). doi:10.1117/12.2007393
- Fortunato, A., Ascari, A., Liverani, E., Orazi, L., & Cuccolini, G. (2013). A Comprehensive Model For Laser Hardening of Carbon Steels. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 135(6), 061002-1-8. doi:10.1115/1.4025563
- Liverani, E., Ascari, A., & Fortunato, A. LASER assisted cold bending of high strength steels. In ASME 2014 Manufacturing Science and Engineering Conference. In press.
- Ascari, A., & Fortunato, A. Introduzione ai processi di saldatura. Società Editrice Esculapio. ISBN:9788874886944



# Bibliografia

- [1] J. BANHART. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. *Progress in Materials Science*, 46 (2001), 559.
- [2] H. SEELIGER. Manufacture of aluminum foam sandwich (AFS) components. *Advanced Engineering Materials*, 4 (2002), 753.
- [3] U. REISGEN, S. OLSCHOK, AND S. LONGERICH. Laser beam welding of open-porous metallic foams for application in cooling structures of combined cycle power plants. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 132 (2010), 054502.
- [4] H. HAFERKAMP, D. HERZOG, A. OSTENDORF, J. BUNTE, AND O. MEIER. Techniques for melt support during laser welding of aluminium foam. In *Porous Metals and Metal Foaming Technology - Metfoam 2005*, 635–638 (2005).
- [5] K. KITAZONO, A. KITAJIMA, E. SATO, J. MATSUSHITA, AND K. KURIBAYASHI. Solid-state diffusion bonding of closed-cell aluminum foams. *Materials Science and Engineering A*, 327 (2002), 128.
- [6] I. KRAMER, F. SIMANCIK, R. FLOREK, M. NOSKO, K. MULLEROVA, P. TOBOLKA, AND O. MISHINA. Friction stir welding of foamable materials and foam core sandwiches. In *Conference on Materials, Processes, Friction and Wear - MATRIB 2006*, 347–352 (2006).
- [7] S. DÖRFLER, A. OTTO, M. MERKLEIN, AND M. GEIGER. Processing of aluminium foam sandwich tailored blanks. In *International Conference Advanced Metallic Materials*, 59–64 (2003).

- [8] N. SEDLIAKOVA, F. SIMANCIK, J. KOVACIK, AND P. MINAR. Joining of aluminium foams. In *Symposium Metallschäume*, volume 35, 177–185. Springer (1997).
- [9] C. NANNAN, F. YI, C. JIE, L. BIN, C. FANYAN, AND Z. JINGSONG. Vacuum brazing processes of aluminum foam. *Rare Metal Materials and Engineering*, 42 (2013), 1118.
- [10] H. DEGISCHER AND B. KRISZT, editors. *Handbook of cellular metals: production, processing, applications*. Wiley-VCH (2002).
- [11] M. ASHBY, A. EVANS, N. FLECK, L. GIBSON, J. HUTCHINSON, AND H. WADLEY. *Metal foams: a design guide*. Butterworth-Heinemann, Woburn (2000).
- [12] J.-S. SHIH, Y.-F. TZENG, AND J.-B. YANG. Principal component analysis for multiple quality characteristics optimization of metal inert gas welding aluminum foam plate. *Materials & Design*, 32 (2011), 1253.
- [13] W. STEEN AND J. MAZUMDER. *Laser Material Processing*. Springer-Verlag, London (2010).
- [14] F. GARCIA-MORENO, N. RAFFAELE, AND J. BANHART. Optimisation of mould filling during pm metal foaming. In *Cellular Metals for Structural and Functional Applications - CellMet 2008*, 133–138 (2008).
- [15] J. KOVACIK AND F. SIMANCIK. Use of zinc foam for filling of hollow steel profiles. In *Cellular Metals and Metal Foaming Technology - MetFoam 2001*, 355–358 (2001).
- [16] G. BROGGIATO, F. CAMPANA, AND L. PERONI. Mechanical characterisation of aluminium foam made by compact powder technology: static and dynamic behaviour and FEM analysis evaluation. In *Cellular Metals: Manufacture, Properties, Applications - Metfoam 2003*, volume 1, 445–450. Berlin (2003).
- [17] F. BACH, H. BALZER, V. KRUSZHANOV, AND V. ZEITZ. Joining of cellular metal parts using foamable filler metal. In *Cellular Metals and Metal Foaming Technology - MetFoam 2001*, 489–494 (2001).



- [18] Y. P. KATHURIA. Laser assisted aluminum foaming. *Surface and Coatings Technology*, 142-144 (2001), 56.
- [19] Y. P. KATHURIA. Aluminium foaming using a CO<sub>2</sub> laser. *Materials science and technology*, 17 (2001), 593.
- [20] Y. P. KATHURIA. Physical processes in laser-assisted aluminum foaming. *Journal of materials engineering and performance*, 10 (2001), 429.
- [21] Y. P. KATHURIA. A preliminary study on laser assisted aluminum foaming. *Journal of materials science*, 38 (2003), 2875.
- [22] G. CAMPANA. Brevetto italiano: Metodo per la saldatura di componenti metallici compositi presentanti un riempimento in schiume metalliche. *Titolare: Alma Mater Studiorum Università di Bologna*, (2010), N° 0001379205.
- [23] D. LEROY OLSON, T. SIEWERT, S. LIU, AND G. EDWARDS, editors. *ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing and Soldering*. ASM International, USA (1993).
- [24] W. OATES AND A. SAITTA, editors. *Welding Handbook Volume 4 - Materials and applications part 2*. American Welding Society, Miami (1998).
- [25] G. VANDER VOORT, editor. *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*. ASM International (1991).
- [26] ANONYMOUS. Present uses, future hopes for plasma, EB and LASER. *Welding Engineering*, 49 (1964), 34.
- [27] H. RISCHALL AND J. SHACKLETON. Laser welding for microelectronic interconnections. *IEEE Transactions*, 11 (1964), 145.
- [28] T. PRICE. Laser welding of interconnexions in semiconductor integrated circuits:. *Industrial Electronics*, 2 (1964), 478.
- [29] J. JACKSON. Packaging with laser welding. *SCP and Solid State Technology*, May (1966), 21.

- [30] T. GORDON AND D. SMITH. Laser welding of prostheses - an initial report. *The Journal of Prosthetic Dentistry*, 24 (1970), 472.
- [31] FERRANTI LTD. High power lasers for cutting and welding. *Optics & Laser Technology*, 4 (1972), 97.
- [32] C. RÜFFLER AND K. GÜRS. Cutting and welding using a CO<sub>2</sub> LASER. *Optics & Laser Technology*, 4 (1972), 265 .
- [33] G. NATH. Hand-held laser welding of metals using fibre optics. *Optics & Laser Technology*, 6 (1974), 233 .
- [34] R. WILLGOSS, J. MEGAW, AND J. CLARK. Laser welding of steels for power plant. *Optics & Laser Technology*, 11 (1979), 73 .
- [35] C. ESPOSITO, G. DAURELIO, AND A. CINGOLANI. On the conduction welding process of steels with the CO<sub>2</sub> LASER. *Optics and Lasers in Engineering*, 3 (1982), 139 .
- [36] Y. SHIMOI, N. HOSHINA, K. USHIMI, H. KONNO, AND A. KOBAYASHI. Laser welding in automatic assembly line for color-CRT electron gun. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 32 (1983), 135 .
- [37] G. RICCIARDI, M. CANTELLO, AND G. MICHELETTI. Welding and heat treatment of some difficult materials by laser beam. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 32 (1983), 129 .
- [38] G. RICCIARDI, M. CANTELLO, AND F. MICHELETTI. LASER welding of light alloys and superalloys. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 4 (1988), 225 . Special Issue Manufacturing Science, Technology and Systems of the Future.
- [39] L. COVELLI, F. JOVANE, I. DE IORIO, AND V. TAGLIAFERRI. LASER welding of stainless steel: Influence of the edges morphology. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 37 (1988), 545 .
- [40] G. CAM, S. ERIM, C. YENI, AND M. KOCAK. Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints. *Welding Journal*, June (1999), 193.

- [41] Y.-T. YOO, D.-G. AHN, K.-B. RO, S.-W. SONG, H.-J. SHIN, AND K. IM. Welding characteristics of S45C medium carbon steel in laser welding process using a high power CW Nd:YAG laser. *Journal of Materials Science*, 39 (2004), 6117.
- [42] A. OLOWINSKY, T. KRAMER, N. DUMONT, AND H. HANEBUTH. New applications of laser beam micro welding. In *20th ICALEO 2001*, volume 92, 93, 1803–1812 (2001).
- [43] G. M. MOAGAR-POLADIAN, Z. ILLYEFALVI-VITEZ, B. BALOGH, D. ULIERU, AND A. CORACI. LASER applications in the field of MEMS. In *INDLAS 2007 : Industrial Laser Applications*, volume 7007, 70070K–70070K–10 (2008).
- [44] I. KHAN AND Y. ZHOU. LASER Micro-Welding (LMW) of crossed 316LVM stainless steel wire. In *Medical Device Materials IV: Proceedings from the Materials & Processes for Medical Devices Conference 2007*, 38–41 (2008).
- [45] A. OLOWINSKY AND F. SCHMITT. Laser Beam Micro-Joining. In Y. QUIN, editor, *Micro-Manufacturing Engineering and Technology*, chapter 12, 185–201. Elsevier Inc., Oxford (2010).
- [46] F. OLSEN AND L. ALTING. Pulsed Laser Materials Processing, ND-YAG versus CO<sub>2</sub> Lasers. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 44 (1995), 141.
- [47] M. GLASMACHER AND H.-J. PUCHER. Laser beam micro welding as a new interconnection technique. *Microelectronics International*, 13 (1996), 44.
- [48] M. H. M. SCHMIDT AND A. OTTO. LASER micro welding in electronics: Limitations and solutions for a further miniaturization. In *Micro-machining and Microfabrication Process Technology VI*, volume 4174, 234–243 (2000).
- [49] Z. SZYMANSKI, J. HOFFMAN, AND J. KURZYNA. Plasma plume oscillations during welding of thin metal sheets with a CW CO<sub>2</sub> LASER. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 34 (2001), 189.

- [50] K. KLAGES, A. GILLNER, A. M. OLOWINSKY, S. FRONCZEK, AND A. STUDDT. Laser beam micro-welding of dissimilar metals. In *Fourth International Symposium on Laser Precision Microfabrication*, volume 5063, 303–307 (2003).
- [51] V. SEMAK, G. KNOROVSKY, AND D. MACCALLUM. On the possibility of microwelding with laser beams. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 36 (2003), 2170.
- [52] H. CHMELICKOVA, R. CTVRTLÍK, AND M. STRANYANEK. Pulsed LASER welding of thin metals. In *Microwave and Optical Technology 2003*, 356–359 (2004).
- [53] I. MYS AND M. SCHMIDT. LASER micro welding of copper and aluminum. In *Laser-based Micropackaging*, volume 6107, 610703–610703–6 (2006).
- [54] Y. KAWAHITO, M. KITO, AND S. KATAYAMA. In-process monitoring and adaptive control for gap in micro butt welding with pulsed YAG LASER. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 40 (2007), 2972.
- [55] Y. OKAMOTO, A. GILLNER, A. OLOWINSKY, J. GEDICKE, AND Y. UNO. Fine micro-welding of thin stainless steel sheet by high speed LASER scanning. *Journal of Laser Micro/Nanoengineering*, 3 (2008), 95.
- [56] D. P’NG AND P. MOLIAN. Q-switch Nd:YAG LASER welding of Al-SI 304 stainless steel foils. *Materials Science and Engineering: A*, 486 (2008), 680.
- [57] F. SCHMITT, M. FUNCK, A. BOGLEA, AND R. POPRAWA. Development and application of miniaturized scanners for laser beam micro-welding. *Microsystem Technologies*, 14 (2008), 1861.
- [58] M. ROHDE, C. MARKERT, AND W. PFLEGING. LASER micro-welding of aluminum alloys: experimental studies and numerical modeling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 50 (2010), 207.

- [59] V. A. VENTRELLA, J. R. BERRETTA, AND W. DE ROSSI. Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils. *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2010), 1838.
- [60] G. TANI, L. ORAZI, A. FORTUNATO, G. CAMPANA, A. ASCARI, AND G. CUCCOLINI. Optimization strategies of LASER hardening of hypoeutectoid steel. *Manufacturing Systems and Technologies for the New Frontier*, 1 (2008), 355.
- [61] G. TANI, A. FORTUNATO, A. ASCARI, AND G. CAMPANA. LASER surface hardening of martensitic stainless steel hollow parts. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 59 (2010), 207.
- [62] A. FORTUNATO, A. ASCARI, E. LIVERANI, L. ORAZI, AND G. CUCCOLINI. A comprehensive model for LASER hardening of carbon steels. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 135 (2013), 061002.
- [63] C. ESPOSITO, G. DAURELIO, AND A. CINGOLANI. On cutting and penetration welding processes with high power lasers. *Optics and Lasers in Engineering*, 6 (1985), 1 .
- [64] S. SATO, K. TAKAHASHI, AND B. MEHMETLI. Polarization effects of a high power CO<sub>2</sub> laser beam on aluminum alloy weldability. *Journal of Applied Physics*, 79 (1996), 8917.
- [65] M. SCHELLHORN AND A. EICHHORN. Spectroscopic comparison of aluminium welding plasmas produced by high power CO and CO<sub>2</sub> lasers. *Optics & Laser Technology*, 28 (1996), 405 .
- [66] P. G. SANDERS, J. S. KESKE, K. H. LEONG, AND G. KORNECKI. High power Nd:YAG and CO<sub>2</sub> laser welding of magnesium. *Journal of Laser Applications*, 11 (1999), 96.
- [67] A. MATSUNAWA, J.-D. KIM, N. SETO, M. MIZUTANI, AND S. KATAYAMA. Dynamics of keyhole and molten pool in LASER welding. *Journal of Laser Applications*, 10 (1998), 247.
- [68] Y. SHIMOKUSU, S. FUKUMOTO, M. NAYAMA, T. ISHIDE, S. TSUBOTA, A. MATSUNAWA, AND S. KATAYAMA. Application of 7 kW class

high power yttrium-aluminum-garnet LASER welding to stainless steel tanks. *Journal of Laser Applications*, 14 (2002), 68.

- [69] T. JOKINEN AND V. KUJANPÄÄ. High power Nd:YAG LASER welding in manufacturing of vacuum vessel of fusion reactor. *Fusion Engineering and Design*, 69 (2003), 349 .
- [70] N. SETO, S. KATAYAMA, AND A. MATSUNAWA. High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO<sub>2</sub> LASER welding: Effect of shielding gas on porosity formation. *Journal of Laser Applications*, 12 (2000), 245.
- [71] Y. KAWAHITO, T. TERAJIMA, H. KIMURA, T. KURODA, K. NAKATA, S. KATAYAMA, AND A. INOUE. High-power fiber LASER welding and its application to metallic glass Zr<sub>55</sub>Al<sub>10</sub>Ni<sub>5</sub>Cu<sub>30</sub>. *Materials Science and Engineering: B*, 148 (2008), 105 .
- [72] J. WEBERPALS, F. DAUSINGER, G. GÖBEL, AND B. BRENNER. Role of strong focusability on the welding process. *Journal of Laser Applications*, 19 (2007), 252.
- [73] X. ZHANG, E. ASHIDA, S. TARASAWA, Y. ANMA, M. OKADA, S. KATAYAMA, AND M. MIZUTANI. Welding of thick stainless steel plates up to 50 mm with high brightness lasers. *Journal of Laser Applications*, 23 (2011).
- [74] X.-D. GAO, Q. WEN, AND S. KATAYAMA. Analysis of high-power disk LASER welding stability based on classification of plume and spatter characteristics. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23 (2013), 3748 .
- [75] M. BACHMANN, V. AVILOV, A. GUMENYUK, AND A. RETHMEIER. Experimental and numerical investigation of an electromagnetic weld pool support system for high power LASER beam welding of austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (2014), 578 .

- [76] S. LI, G. CHEN, M. ZHANG, Y. ZHOU, AND Y. ZHANG. Dynamic keyhole profile during high-power deep-penetration LASER welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (2014), 565 .
- [77] Y. KAWAHITO, M. MIZUTANI, AND S. KATAYAMA. High quality welding of stainless steel with 10 kW high power fibre LASER. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14 (2009), 288.